

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



TESIS

ESTUDIO DE LA FORMACIÓN DE POROSIDAD EN UNA ALEACIÓN  
DE ALUMINIO 356.

POR  
**JOSÉ AYALA CÁZARES**

EN OPCIÓN AL GRADO DE  
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON  
ESPECIALIDAD EN MATERIALES

ENERO 2014

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**TESIS**

**ESTUDIO DE LA FORMACIÓN DE POROSIDAD EN UNA ALEACIÓN  
DE ALUMINIO 356.**

**POR**  
**JOSÉ AYALA CÁZARES**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE**  
**MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON**  
**ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**ENERO 2014**

# UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

## FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

### DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis, recomendamos que la tesis “**Estudio de la formación de porosidad en una aleación de Aluminio 356**” realizada por el Ing. José Ayala Cázares sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis



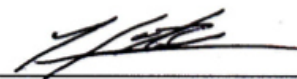
Asesor

Dr. Arturo Juárez Hernández



Coasesor

Dr. Marco Antonio L. Hernández Rodríguez



Coasesor

Dr. Héctor Cruz Mejía

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, enero del 2014.

## **DEDICATORIA**

A mis padres Jesús Ignacio y Ramona

## **AGRADECIMIENTOS**

A mis padres por su gran apoyo incondicional en este largo camino.

A mi novia Irene por estar a mi lado y ser un pilar importante en mi vida.

A mis hermanos Jesús y Ramón por ser comprensivos y alentarme a seguir adelante.

A la empresa FUNDICION TORREY por la oportunidad brindada en la realización de este trabajo.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y especialmente a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por el apoyo brindado en mis estudios de Ingeniería y ahora en Maestría.

Al Dr. Arturo Juárez por ser un gran maestro, amigo y motivación para seguir adelante además de su valiosa participación como asesor principal de este trabajo.

Al Dr. Marco Antonio Loudovic Hernández Rodríguez por ser un gran amigo y por depositar la confianza en un servidor para continuar mi preparación académica, además como coasesor en este trabajo.

Al Dr. Hector Cruz Mejía por ser un gran compañero y su participación como coasesor en este trabajo.

Al Ing. Manuel Hernández, Ing. Gilberto Mena, Ing. Juan José Villalobos, por su apoyo dentro de la empresa durante la realización de este trabajo.

Al Ing. Máximo Villa por su gran apoyo brindado desde mis estudios de preparatoria

Al Ing. Mario González por su entera confianza y por ser una gran motivación para mi preparación académica.

A mis compañeros del Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales que de una u otra forma han contribuido a llevar a cabo este trabajo que hoy culmina: Angel, Jessica, Geo, Itzel, Hilario, Nelly, Roberto, Karen, Israel, Norberto.

A los profesores del Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales.

## INDICE

	Página
Dedicatoria.....	4
Agradecimientos.....	5
Índice.....	6
Objetivo.....	9
Objetivo particulares.....	9
Hipótesis.....	9
Resumen.....	10
CAPÍTULO 1 Introducción.....	12
CAPITULO 2 Aleaciones de Aluminio	
2.1. Introducción.....	14
2.1.1. Antecedentes históricos de la producción de aluminio.....	12
2.1.2. Características principales del aluminio.....	15
2.2. Aleaciones de aluminio.....	16
2.2.1. Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico.....	16
2.2.2. Aleaciones de aluminio para vaciado.....	16
2.2.3. Sistema de designación para condición de fabricación.....	18
2.3. Tratamiento de metal líquido.....	19
2.3.1 Análisis para comprobar un buen tratamiento de metal líquido.....	20
2.3.2. Análisis térmico.....	21
2.3.3. Análisis en Prueba Tatur.....	21
2.3.4. Otras técnicas auxiliares en los análisis anteriores.....	24
2.4. Refinamiento de grano.....	24

2.4.1. Refinamiento por enfriamiento rápido mediante templaderas.....	24
2.4.2. Refinamiento químico mediante agentes nucleantes.....	24
2.4.3 Agrietamiento en caliente.....	28
2.5. Modificación en aleaciones Al-Si.....	28
2.6. Desgasificación en aleaciones de Aluminio.....	30
2.7. Molde en arena o moldeo en verde.....	32
2.7.1. Materiales para la fabricación de moldes.....	32
2.8. Molde permanente.....	34
2.9 Software de simulación de colada.....	34
CAPITULO 3 Procedimiento Experimental	
3.1. Introducción.....	40
3.2. Análisis Térmico.....	42
3.3. Prueba Tatur.....	44
3.4. Cambios efectuados en TiBAI aumentando su concentración.....	47
3.5. Cambios efectuados en Estroncio aumentando su concentración.....	49
3.6. Combinaciones de TiBAI y Al-Sr.....	50
3.7. Pruebas de presión reducida.....	50
3.8. Diseño en Solid Works.....	52
3.9. Simulación en el software ProCast.....	52
3.10. Monitoreo de piezas con molde de arena.....	53
CAPÍTULO 4 Resultados y Discusión	
4.1.1 Diagnóstico.....	54
4.1.2 Análisis superficial.....	54

4.1.3 Análisis interno.....	56
4.1.4 Análisis Térmico.....	61
4.1.5 Análisis en prueba Tatur.....	63
4.1.6 Análisis de Tamaño de Grano.....	64
4.1.7 Prueba de presión reducida.....	65
4.2 Estudio de las variables del proceso.....	65
4.2.1 Efecto de TiBAI.....	65
4.2.2 Efecto de Sr.....	71
4.2.3 Efecto combinado de TiBAI y Sr.....	73
4.3 Optimización del proceso.....	77
4.3.1 Resultados encontrados en las combinaciones.....	77
4.4 Simulación del proceso.....	78
4.4.1 Diseños en Solid Work.....	78
4.4.2 Diseños en ProCast.....	79
CAPITULO 5 Conclusiones.....	83
ANEXO I Desarrollo de ecuaciones para la prueba Tatur.....	84
Trabajo Futuro.....	86
Referencias.....	87
Resumen Bibliográfico.....	89
Publicaciones Científicas.....	90
Artículos Científicos.....	91
Patentes.....	94



## **OBJETIVO**

Optimizar el proceso de fabricación de la plancha 330 producidas con la aleación de Aluminio 356 en la empresa FUNDICIÓN TORREY.

## **OBJETIVOS PARTICULARES**

1. Revisión del tratamiento de metal líquido realizando operaciones que ofrezcan mejor calidad en los productos, así como en el proceso de fabricación.
2. Establecer el proceso que brinde los mejores resultados acorde a las prácticas realizadas durante el periodo de estudio.
3. Obtener estadísticos que ayuden a identificar qué tipo de porosidad o defecto presentan las piezas.

## **HIPOTESIS**

La porosidad puede ser producida por diferentes factores, entre los cuales se encuentran: desgasificación, limpieza del metal líquido; los elementos aleantes representa un factor importante, las cantidades de estos determinan el comportamiento de la solidificación, también pueden ser producidos por factores externos durante el proceso de fabricación del producto como es el sistema de alimentación.

## RESUMEN

El presente trabajo fue realizado debido a la necesidad de resolver un problema del contacto de piezas metálicas con alimentos, la empresa Fundición Torrey presentaba problemas de porosidad en la fabricación de una pieza de aleación de Aluminio 356 que forma parte de la máquina rebanadora y ésta se encuentra en contacto con los alimentos, así se llevó a cabo una serie de análisis a través de las técnicas de caracterización como lo son la Estereoscopía, Microscopía Óptica (MO), Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), Análisis Térmico y Refinamiento de Grano y aplicando una metodología experimental para lograr determinar la causa-raíz del problema. Al utilizar el método de Estereoscopía se encontraron porosidades del orden de milímetros presentándose en la de los canales de la pieza, al utilizar la técnica de M.O. se encontró que la porosidad era del orden de  $400\mu\text{m}$  y que posiblemente era ocasionada por micro rechupes ya que se observaba claramente el crecimiento dendrítico en el orificio del poro, además con la técnica de M.E.B. se analizaron algunos poros para precisar el mecanismo que ocasionaba este fenómeno logrando determinar las posibles causas, al estudiar el Análisis Térmico y la refinación de grano en la aleación surgió otra posible causa que complementaba a las pruebas de microscopía ya que no se presentaba refinación en las curvas y tampoco en las muestras después de un ataque químico para revelar el tamaño de grano; de esta manera se obtuvo un panorama de la situación que generaba el problema de porosidad.

Se hicieron pruebas mejorando la secuencia del proceso así como los tiempos, las temperaturas y las cantidades de los elementos aleantes, llevando un seguimiento a cada cambio realizado sin perder la trazabilidad, al realizar estas pruebas se logró obtener una gran cantidad de información de la cual se procedió a seleccionar las condiciones que arrojaban mejores resultados para disminuir la porosidad en la Plancha 330. De los resultados obtenidos con las mejores condiciones se encontró que niveles altos de TiBAI (0.01%) y de Sr (0.006%) presentaban la mejores condiciones, se realizó un análisis detallado para conocer el índice de porosidad en las piezas, así como en la refinación y modificación y en el tamaño de grano teniendo valores muy aceptables acorde a la literatura y logrando así un 22% de reducción de porosidad en las piezas.

Por otra parte también se realizaron estudios a través de software de simulación de llenado de piezas de fundición llamado ProCast, para conocer el comportamiento que toma el Aluminio a temperaturas de  $710^{\circ}\text{C}$  en moldes de arena, así también se procedió a llevar a cabo el análisis en molde metálico para conocer los cambios que se obtenían al utilizar otro tipo de material del molde, sin embargo en ambos casos el diseño presentaba zonas calientes

dentro de la pieza aún cuando ya todo había solidificado, es por ello que se realizaron otras corridas con modificaciones en el diseño logrando encontrar un modelo que indicaba que la pieza se encontraría libre de zonas calientes, dejando en claro los mejores resultados para la geometría de esta pieza Plancha 330.

# CAPITULO 1

## INTRODUCCIÓN

Los problemas de porosidad pueden ser de gran importancia siempre y cuando las piezas fabricadas tengan una aplicación en la que tienen cero tolerancia a la porosidad ya que existen aplicaciones en las que la porosidad hasta cierto grado no es de gran importancia, es por ello que depende de la aplicación que tendrá la pieza para decidir el grado de porosidad permitido, en la fundición de moldeo en arena o moldeo en verde tiende a presentarse con regularidad este tipo de mecanismo ya que las condiciones de vaciado permiten a las aleaciones generar estos defectos, los principales mecanismos de generación de porosidad en las piezas vaciadas en moldes de arena o moldeo en verde, es por arrastre de arena, turbulencias del metal al ingresar a la cavidad del molde, el metal se puede enfriar antes de llenar por completo la pieza y ocasiona que la pieza presente esquinas faltantes de metal o en su caso si se requiere desgasificado de algún gas y no se realiza de manera correcta, éste puede traer consecuencias graves en la aleación ya que las burbujas de gas tienden a generar porosidad de gran tamaño incluso en zonas de espesores gruesos que no se pueden observar, es por ello que el problema de porosidad debe de ser tratado para garantizar que la aleación no presenta porosidad en el exterior y tampoco en el interior.

Para el caso de las aleaciones de Aluminio vaciadas en arena se tiene que tener cuidado para evitar la generación de poros, ya que de entrada el Aluminio a altas temperaturas ( $800^{\circ}\text{C}$ ) tiende a disolver mayor cantidad de Hidrógeno ( $\text{H}_2$ ) del ambiente y éste es un gas que genera burbujas en la aleación al solidificar, es por ello que se debe desgasificar con Nitrógeno ( $\text{N}_2$ ) para retirar  $\text{H}_2$  de la aleación, por otra parte también se tiene el efecto de presentar turbulencias en el metal cuando ingresa al molde, otro mecanismo presente es el de arrastre de arena ya que cuando se fabrica el molde con la tierra húmeda si no se vacía de manera rápida éste se comienza a secar generando separación de la arena y así desprendiéndose los grumos de arena se incrustan en el metal cuando es llenado, un efecto muy importante puede presentarse desde la composición química en las cantidades de los aleantes, ya puede tener un gran impacto en la disminución de estos defectos de porosidad. Cuidando los mecanismos antes mencionados se puede lograr evitar que se presente porosidad en tamaños visibles o en la cantidad de dicho defecto, es por ello que se deben de tomar muy en cuenta todos los parámetros que indique el proceso de fabricación en las piezas de Aluminio vaciadas en molde de arena.

En el presente trabajo tiene como objetivo determinar las condiciones optimas del proceso de fabricación de esta pieza, por lo tanto se realizaron cambios en aleantes, cambios en tiempo, temperaturas y diseños de molde para garantizar un excelente producto al cliente, después de realizar el estudio correspondiente finalmente se encontró que con los contenido mas altos de refinador y modificador se obtuvieron los mejores resultados en las piezas.

# CAPITULO 2

## ALEACIONES DE ALUMINIO

### 2.1 Introducción

El aluminio es el tercer elemento químico más abundante en la corteza terrestre, con un estimado de 8% en peso, solo por debajo del oxígeno con el 45.2% y el silicio con el 27.2%. Los elementos como el hierro, y el magnesio se encuentran en menor proporción con el 5% y el 2% respectivamente. En la naturaleza el aluminio se encuentra en forma de óxido debido a su alta afinidad con el oxígeno y formando parte de muchos silicatos. El mineral del que se extrae el aluminio a nivel industrial es la bauxita el cual está formado en mayor medida por alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) hidratada e impurezas de óxidos de hierro, silicio y titanio<sup>[1]</sup>.

#### 2.1.1. Antecedentes históricos de la producción de aluminio

El aluminio fue aislado por primera vez en el año de 1825 por el físico danés H. C. Ørsted, el principal inconveniente para su obtención la alta cantidad de energía que se requería para su producción. En 1886 Charles Martin Hall, en Estados Unidos de América y Paul L. T. Héroult, en Francia, patentaron de manera independiente un proceso para la obtención de aluminio a partir de alúmina por medio de electrólisis. En 1888 Karl Bayer, en Alemania, patentó el proceso para la obtención de alúmina a partir de bauxita. La combinación de ambos procesos (Hall-Héroult y Bayer) permitió la producción de aluminio a menor costo, lo que combinado a su bajo costo de reciclado y alta vida útil permitió el crecimiento de su uso, primero en aplicaciones decorativas posteriormente industriales. En la Tabla 2.1 se muestra el rápido crecimiento de la producción de aluminio posterior al 1886<sup>[1]</sup>.

Año	Producción anual de aluminio (toneladas)
1885	13
1890	200
1900	7000
1910	45000
1920	160000
2011	25627000

Tabla 2.1. Producción anual de aluminio <sup>[1]</sup>.

### 2.1.2. Características principales del aluminio.

La principal característica del aluminio es su versatilidad, debido a la extensa variedad de propiedades físicas y mecánicas que se pueden obtener, desde el aluminio de alta pureza hasta las más de 300 aleaciones disponibles en el mercado. En la Tabla 2.2 se despliegan algunas de las propiedades principales del aluminio puro <sup>[1]</sup>.

Propiedad	Valor
Símbolo químico	Al
Número atómico	13
Peso atómico	26.9815
Radio atómico	0.143 nm
Estructura cristalina	Cúbica centrada en las caras
Parámetro de red	0.404 nm
Densidad	2.6998 g/cm <sup>3</sup>
Punto de fusión	660.4 °C
Punto de ebullición	2494°C
Cambio de volumen durante la solidificación	6.50%
Modo de elasticidad	62 GPa
Modulo de corte	25 GPa
Coeficiente de Poisson	0.31
Calor específico a 25°C	900 J/kgK
Calor específico a 660.4°C (líquido)	1180 J/kgK
Calor latente de fusión	397 KJ/kg
Calor latente de vaporización	10.78 MJ/Kg
Calor de combustión	31.05 MJ/Kg

Tabla 2.2. Propiedades del aluminio puro <sup>[1]</sup>.

## **2.2. Aleaciones de aluminio**

El aluminio en estado puro presenta baja resistencia mecánica por lo cual otros elementos son agregados para mejorarla. Algunos elementos son adicionados por su alta solubilidad sólida en el aluminio, como plata, cinc, magnesio, cobre y silicio que tienen solubilidad significativa que permite el incremento de las propiedades mecánicas mediante el endurecimiento por precipitación natural o artificial durante el proceso de tratamiento térmico otros elementos con baja solubilidad se segregan durante la solidificación y forman fases que aportan propiedades específicas como el titanio,romo, magnesio y circonio. Elementos como el hierro y el plomo regularmente son contaminantes y presentan baja solubilidad, formando fases nocivas. El hidrógeno es el único gas que tiene solubilidad apreciable en el aluminio en estado líquido<sup>[1]</sup>.

Se han desarrollado diferentes sistemas de clasificación para las aleaciones de aluminio (Asociaciones, Países, etc.), una de las más utilizadas a nivel internacional es la desarrollada por la Asociación del Aluminio (Aluminum Association) en Estados Unidos, la cual distingue dos grupos principales, las aleaciones para trabajo mecánico y las aleaciones para vaciado. Este sistema permite identificar si la aleación es endurecible por tratamiento térmico o sólo por trabajo mecánico<sup>[1]</sup>.

### **2.2.1. Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico.**

En las aleaciones para trabajo mecánico se utiliza un sistema de cuatro dígitos, el primer dígito identifica el elemento aleante principal (se definen nueve grupos o series, ver tabla 2.3). El segundo dígito (si es diferente de cero) indica una modificación a la aleación original o un cambio e los límites de impurezas. Los últimos dos dígito son arbitrarios e identifican una aleación específica o, en el casi de la serie 1xxx, indica el porcentaje mínimo de aluminio. El prefijo X se utiliza para designar aleaciones experimentales<sup>[1]</sup>.



Serie	Elemento de aleación principal
1xxx	mínimo 99% aluminio
2xxx	Cobre
3xxx	Manganeso
4xxx	Silicio
5xxx	Magnesio
6xxx	Magnesio y silicio
7xxx	Cinc principalmente
8xxx	Estaño y litio principalmente
9xxx	Sin uso

Tabla 2.3. Sistema de designación para aleaciones de aluminio para trabajo mecánico<sup>[1]</sup>.

### 2.2.2. Aleaciones de aluminio para vaciado.

Las aleaciones para vaciado presentan un contenido mayor de elementos aleantes que le permiten aumentar su fluidez siendo ésta una característica esencial para llenar formas complejas y obtener productos casi en su forma final. Para estas aleaciones se utiliza un sistema de tres dígitos y un decimal. El primer dígito indica el elemento aleante principal (se definen nueve grupos o series, ver tabla 2.4). Los siguientes dos dígitos identifican una aleación específica o, en el caso de la serie 1xxx, indica el porcentaje mínimo de aluminio. El dígito de la derecha del punto decimal indica el tipo de producto, siendo cero cuando la pieza es producto final y uno y dos cuando es lingote. Se utilizan prefijos siguiendo el orden alfabético para indicar modificaciones en la aleación, sólo se omiten las letras I, O y Q la letra X se reserva para aleaciones experimentales<sup>[1]</sup>.

Serie	Elemento de aleación principal
1xx.x	Mínimo 99% aluminio
2xx.x	Cobre
3xx.x	Silicio, cobre y magnesio
4xx.x	Silicio
5xx.x	Magnesio
6xx.x	Sin uso
7xx.x	Cinc principalmente
8xx.x	Estaño
9xx.x	Sin uso

Tabla 2.4. sistema de designación para aleaciones de aluminio vaciado<sup>[1]</sup>.

### 2.2.3. Sistema de designación para condición de fabricación.

La designación de la condición de fabricación se coloca después de la designación de cada aleación, separadas por un guión, en la Tabla 2.5 se observan los tratamientos principales<sup>[1]</sup>.

Designación	Condición
F	Condición de fabricación
O	Recocido
H	Endurecimiento por deformación
W	Tratamiento de solución
T	Tratamiento térmico

Tabla 2.5. Sistema de designación para la condición de fabricación de componentes de aluminio y sus aleaciones<sup>[1]</sup>.

La designación de los tratamientos de endurecimiento por deformación presenta algunas subdivisiones (tabla 2.6) en las que el primer dígito después de la letra H indica la operación básica, el segundo dígito indica el grado de endurecimiento por deformación y el tercer dígito indica variaciones en el tratamiento<sup>[1]</sup>.

Designación	Condición
H1	Endurecido por deformación
H2	Endurecido por deformación y recocido parcial
H3	Endurecido por deformación y estabilizado

Tabla 2.6. Sistema de designación para tratamientos térmicos de endurecimiento por deformación<sup>[1]</sup>.

La designación de los tratamientos térmicos presentan algunas subdivisiones (Tabla 2.7) en las que el primer dígito después de la letra T indica la secuencia de los tratamientos, el segundo dígito indica las variaciones en el tratamiento y el tercer dígito corresponde al relevo de los esfuerzos<sup>[1]</sup>.

Designación	Orden de tratamiento
T1	Envejecido natural
T2	trabajo en frío y envejecimiento natural
T3	Solución, trabajo en frío y envejecimiento natural
T4	Solución y envejecimiento natural
T5	Envejecimiento artificial
T6	Solución y envejecimiento artificial
T7	Solución y estabilización
T8	Solución, trabajo en frío y envejecimiento artificial
T9	Solución, envejecimiento artificial y trabajo en frío
T10	Trabajo en frío y envejecimiento artificial

Tabla 2.7. Sistema de designación para tratamientos térmicos<sup>[1]</sup>.

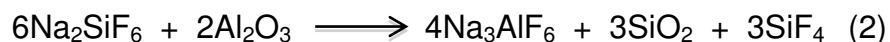
### 2.3. Tratamiento de metal líquido

Los procesos que se deben aplicar cuando se lleva a cabo una fusión de aluminio son muy importantes para la obtención del material adecuado, de esto depende la micro estructura formada, sus propiedades mecánicas y su desempeño <sup>[2]</sup>.

Dentro de los procesos aplicados a la fusión de aluminio se encuentran: modificación, desgasificación, fundente y refinamiento de grano, a continuación se describe cada proceso.

- Modificación: Se utiliza para cambiar de forma al silicio, inicialmente se encuentra en forma acicular y al aplicar sales este cambia a forma fibrosa, dando como resultado mejora en propiedades mecánicas.
- Desgasificación: Se aplica con la finalidad de retirar hidrógeno de la aleación, ya que en la pieza solidificada produce porosidad por gas, el aluminio presenta alta solubilidad de tomar hidrógeno de la atmósfera, se hace pasar gas a través del metal líquido por medio de una lanza, el gas puede ser nitrógeno o argón y estos funcionan como agente de limpieza retirando hidrógeno de la aleación, así también hacen subir a la superficie impurezas para ser retiradas fácilmente.
- Fundente: Se utiliza para remover partículas de alúmina y óxidos de aluminio que se encuentran en el metal líquido, el ingrediente activo es el fluorosilicato de Sodio  $\text{Na}_2\text{SiF}_6$ , que originalmente era utilizado para

remover los óxidos de aluminio por la reacción química para producir sílica, como lo muestra la ecuación (2).



- Refinamiento de grano: se utiliza para obtener una tendencia a la mejora en agrietamiento en caliente y lograr distribuir la porosidad en toda la pieza, para esto se adhiere Titanio en cantidades muy pequeñas, ya sea en polvos o en aleaciones maestras <sup>[2]</sup>.

El metal debe ser tratado en condiciones ideales para llevar a cabo la fusión y composición adecuada, los factores que se deben tener muy en cuenta para obtener la composición esperada, son: ingreso de materia prima libre de impurezas, temperatura de caldo, tiempo de desgasificado, agregación de refinador y modificador en el momento adecuado, además de considerar seriamente buena limpieza durante el periodo de fusión y por último realizar un análisis químico para asegurar la composición deseada.

Cumpliendo lo anterior se obtendrá un baño de metal líquido en condiciones favorables para continuar con el vaciado de piezas, cualquier factor mencionado anteriormente que no se lleve a cabo de manera correcta, no garantiza un material adecuado para ser vaciado.

### **2.3.1 Análisis para comprobar un buen tratamiento de metal líquido.**

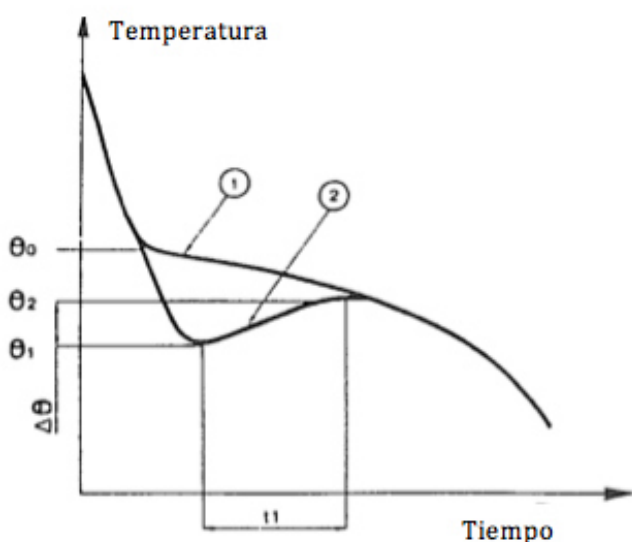
Existen algunos análisis que se pueden aplicar al metal líquido para comprobar su buen tratamiento dentro del horno, el procedimiento es tomar una muestra de metal líquido y vaciar en diferentes geometrías (según sea el caso) y a través de la solidificación se puede obtener la información deseada, lo que se puede encontrar al realizar estos análisis es: inclusiones por impurezas o porosidad por gas, determinando así de dónde proviene el defecto encontrado (según se localice).

A través de los análisis se puede determinar en qué situación se encuentra el metal líquido, si es considerado satisfactorio después de realizar los estudios correspondientes o si se requiere modificar el procedimiento de fusión y tratamiento de metal líquido.

### 2.3.2. Análisis térmico.

El análisis térmico es una técnica que permite evaluar la curva de enfriamiento de un material desde el estado líquido hasta su completa solidificación. Mediante la curva de enfriamiento temperatura-tiempo y su derivada se pueden obtener datos como las temperaturas a las que se precipitan las fases que componen el material, el subenfriamiento necesario para la reacción, la recalcancia alcanzada, así como los periodos de tiempo que tomó la formación de estas fases. Esta información permite distinguir el efecto de los cambios en la composición química y la velocidad de solidificación en la secuencia de solidificación del material <sup>[1]</sup>.

La curva de enfriamiento varía dependiendo de las reacciones producidas durante la solidificación en la figura 2.1, se muestra un ejemplo de la curva de enfriamiento de una aleación de aluminio modificada y sin modificar.



Curva 1: Refinamiento de grano en la aleación.  
 Curva 2: Sin refinamiento de grano en la aleación.  
 $\theta_0$  : Temperatura de inicio al enfriamiento de una aleación bien refinada.  
 $\theta_1$  : Temperatura de inicio al enfriamiento de una aleación sin refinar.  
 $\Delta\theta : \theta_1 - \theta_2$  : Super enfriamiento aparente .  
 $t_1$  = Periodo de super enfriamiento aparente.

Figura 2.1. Curvas de enfriamiento presentadas en aleación de aluminio modificada y sin modificar<sup>[2]</sup>.

### 2.3.3. Análisis en Prueba Tatur.

La prueba Tatur es una técnica utilizada para evaluar macro y micro porosidad en aleaciones. La prueba utiliza un molde permanente de geometría estándar. El asentamiento y la contracción, macro porosidad y micro porosidad puede evaluarse por medición de la densidad y el desplazamiento de la contracción. Estos tipos de contracción se ven afectados por muchos parámetros, tales como inclusiones, contenido de gas, elementos de aleación,

refinamiento de grano, la modificación en la microestructura y la tasa de enfriamiento<sup>[2]</sup>.

Los investigadores Argo y Gruzleski utilizaron la prueba Tatur como una medida para controlar los niveles de Hidrógeno de 0.20 ml H<sub>2</sub>/100 g Al. La prueba consta de un molde permanente de geometría fija (figura 2.2). Utilizando una técnica sencilla para medir la densidad y el desplazamiento de agua, esto es posible para cuantificar el volumen de micro contracción, macro contracción y el asentamiento de metal por contracción. A fin de obtener información confiable se requiere tomar una serie de muestras para poder evaluar estadísticamente<sup>[2]</sup>.

La cantidad de porosidad en una muestra puede ser cuantificada por la relación:

$$\%Porosidad = \frac{Densidad\ Teórica - Densidad\ Aparente}{Densidad\ Teórica} \times 100\% \quad (A1)$$

Los volúmenes de contracción pueden ser calculados con la aplicación de las siguientes ecuaciones:

$$V_c = \frac{(M_{WD})}{D_w} \quad (A2)$$

$$D_A = \frac{M_A}{V_c} \quad (A3)$$

$$V_{por} = \frac{((D_{th} - D_A) * V_c)}{D_{th}} \quad (A4)$$

$$V_{sc} = 202 - V_p - V_c \quad (A5)$$

$$V_{tc} = V_{por} - V_{sc} - V_p \quad (A6)$$

Donde:

V<sub>c</sub> = volumen del casting (cm<sup>3</sup>)

MWD = peso del agua desplazada (gr)

DW = densidad del agua destilada ( $\text{gr}/\text{cm}^3$ )

DA = densidad aparente del casting ( $\text{gr}/\text{cm}^3$ )

Vpor = volumen de porosidad interna ( $\text{cm}^3$ )

Dth = densidad teórica de la aleación experimental ( $\text{gr}/\text{cm}^3$ )

Vsc = volumen del asentamiento y contracción ( $\text{cm}^3$ )

Vp = volumen del tubo central ( $\text{cm}^3$ )

Vtc = volumen total de la contracción ( $\text{cm}^3$ )

La densidad teórica puede ser obtenida por cálculos, mientras que la densidad aparente puede ser calculada con el principio de Arquímedes.

El total de la contracción de la aleación no es afectada por la modificación, solamente cambia de macro contracción a micro contracción, la modificación con estroncio o sodio generan cambios en la disminución de macro contracción, pero a su vez se genera un aumento en la micro contracción, en otras palabras la micro contracción es re-distribuida cuando la modificación ocurre<sup>[2]</sup>.

A través de este estudio se puede evaluar la distribución de porosidad que existe en el material, realizando pruebas controlando la temperatura de molde y de metal líquido, el siguiente esquema (figura 2.2) muestra la geometría de molde que se utiliza en este estudio, así también la distribución y concentración de macro porosidad y micro porosidad<sup>[2]</sup>.

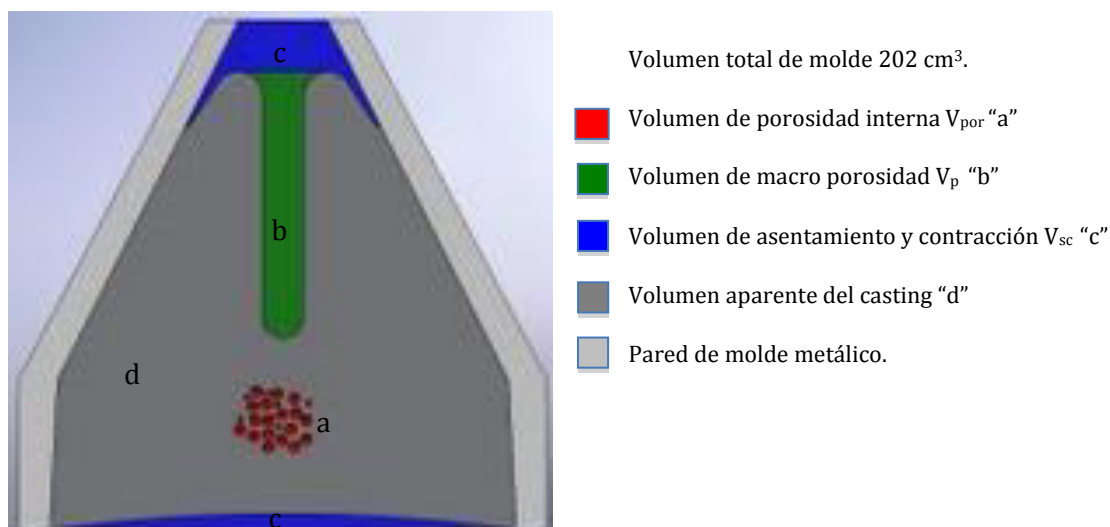


Figura 2.2. Los patrones de porosidad y distribución de contracción después de la solidificación son mostrados en la imagen<sup>[2]</sup>.

#### 2.3.4. Otras técnica auxiliares en los análisis anteriores.

Para complementar los análisis anteriores en dado caso que se requiera analizar algún defecto, inclusión o poro, se pueden utilizar las técnicas de Estereoscopía, Microscopía Óptica, Microscopía Electrónica de Barrido o bien Análisis Químico, según se cuente con los equipos o la infraestructura.

#### 2.4. Refinamiento de grano.

Es bien sabido que los metales y aleaciones por lo general se solidifican con estructura de grano columnar grueso bajo condiciones de colada normales a menos que el modo de solidication se controle cuidadosamente. Es posible desarrollar granos equiaxiales finos en la estructura, ya sea aumentando el número de sitios de nucleación o por la multiplicación de granos.

McCartney ha definido refinamiento del grano como la supresión deliberada de crecimiento de grano columnar, en lingotes y piezas de fundición y una buena formación de la estructura de solidificación equiaxial por todo el material<sup>[3]</sup>.

Las ventajas que principalmente se obtienen con el refinamiento de grano es: disminución de la tendencia al agrietamiento en caliente, también se obtienen distribución de porosidad a lo largo de las pieza vaciadas, en cuanto a



propiedades mecánicas existe una mejora en la resistencia a la tensión y elongación<sup>[1]</sup>.

Una de las desventajas en este proceso de refinación es que al tener el metal con tamaños de grano muy finos disminuye la fluidez y puede ser un factor importante en el llenado de piezas.

Existen dos procesos para llevar a cabo el refinamiento de grano, uno es mediante el proceso de enfriamiento rápido con el uso de templaderas en los moldes produciendo un enfriamiento rápido y a la vez el refinamiento de grano y el segundo es a través de químicos, mediante agentes nucleantes, generando mayor cantidad de sitios de nucleación<sup>[1]</sup>.

#### **2.4.1. Refinamiento por enfriamiento rápido mediante templaderas.**

Este tipo de refinamiento se logra cuando se utilizan moldes metálicos, como en inyección, y vaciados en molde permanente, o cuando se utilizan moldes de arena con insertos metálicos, los cuales ayudan a extraer calor de la pieza rápidamente para de esta manera provocar el subenfriamiento necesario para que se de la nucleación heterogénea, este tipo de refinamiento tiene una cierta profundidad hacia el interior de la pieza, la cual depende de la geometría de la pieza y de la capacidad de extracción de calor de la templadera.

Además del refinamiento de grano, el enfriamiento rápido tiene otros efectos en la micro estructura como la disminución del espaciamiento interdendrítico secundario (EDS), siendo éste el principal factor que mejora notablemente las propiedades mecánicas. Otro efecto del enfriamiento rápido es la disminución del tamaño y distribución más homogénea de las fases que forman elementos segregados durante la solidificación, disminuyendo el efecto negativo de estas y ayudando a mejorar la respuesta a los tratamientos térmicos de solución sólida<sup>[1]</sup>.

#### **2.4.2. Refinamiento químico mediante agentes nucleantes.**

Este tipo de refinamiento de grano se logra mediante la adición del suficiente número de partículas que pueden actuar como núcleos activos para

el proceso de nucleación heterogénea, disminuyendo sensiblemente la necesidad de un gran subenfriamiento.

Para esta aleación el titanio ha sido utilizado desde hace 50 años como refinador de grano, como se muestra en el diagrama binario Al-Ti de la Figura 2.1 se presenta la precipitación del compuesto  $\text{TiAl}_3$  a partir de un contenido de titanio mayor a 0.20%, otros actores como Campbell han encontrado que esta precipitación se presenta desde contenidos de 0.15%. Este actúa como un núcleo mediante la reacción peritética de la ecuación [9] a una temperatura aproximada de  $665^\circ\text{C}$  (fig. 2.3) <sup>[1]</sup>.

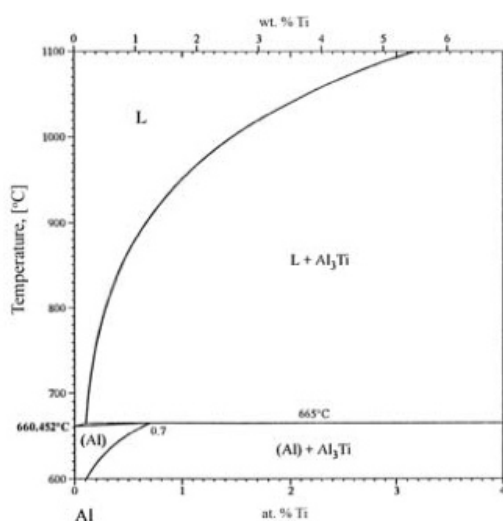


Figura 2.3. Diagrama de fases parcial de Al-Ti <sup>[1]</sup>.

Como ya se mencionó anteriormente la precipitación de la fase  $\text{Ti-Al}_3$  sólo se da a altas concentraciones de Ti y debido a que este elemento es muy caro normalmente en las fundiciones se trata de refinar con contenidos de entre 0.01 a 0.03% de Ti, por lo que el titanio es añadido al baño metálico mediante sales de Ti o aleaciones maestras Al-Ti, en las cuales se observa, debido a su alto contenido de titanio, la presencia de fases  $\text{TiAl}_3$ . Es por esto, que al introducir estas partículas al baño de aluminio se vuelven inestables y luego de un corto tiempo desaparecen gradualmente, disminuyendo su capacidad refinadora. Se ha descubierto recientemente que la adición de boro mediante aleaciones maestras Al-Ti-B aumenta el tiempo de vida de las

partículas refinadoras, mediante un proceso que aún no es comprendido (figura 2.4)<sup>[1]</sup>.

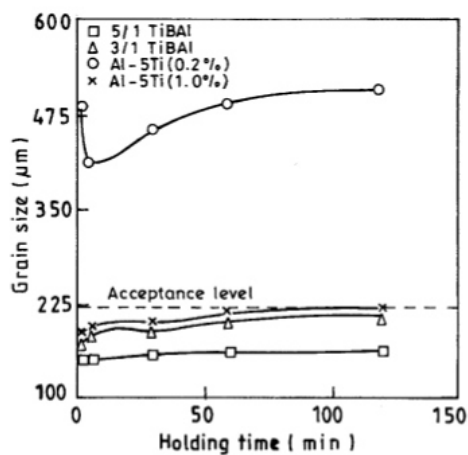


Figura 2.4. Comparación de la eficiencia de refinador de grano Al-5Ti-1B (5/1 TiBAl) Al-3Ti-1B (3/1 TiBAl) Al-5Ti Aleación maestra para el refinamiento de grano de aluminio<sup>[3]</sup>.

Haciendo referencia a la figura 2.4, se presenta a continuación los resultados de un estudio en la refinación de tamaño de grano, utilizando la aleación maestra Al-5Ti-1B, obteniendo muestras a diferentes tiempos de incubación para conocer el efecto de refinador, así mismo conocer el tamaño de grano que se va obteniendo a diferentes tiempos después de haber agregado la aleación maestra.

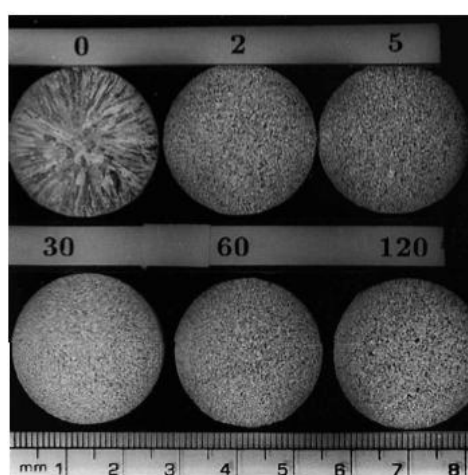


Figura 2.5. Imagen mostrando el refinamiento de grano utilizando la adición de 0.01% Ti usando la aleación maestra de Al-5Ti-1B (preparada a 800°C/60 min)<sup>[3]</sup>.

### 2.4.3 Agrietamiento en caliente.

El agrietamiento en caliente (hot tear) se forma debido a la concentración lineal que sufre la pieza vaciada durante la solidificación, la cual empuja hacia lados opuestos los granos o dendritas adyacentes separándolas. Cuando la separación es suficientemente grande, el líquido remanente no es suficiente para llenar el espacio, lo cual genera la aparición de la grieta.

La grieta en caliente por contracción es el defecto más severo que una pieza vaciada puede presentar. Campbell menciona algunas de las características principales para distinguir este defecto<sup>[1]</sup>:

- Grieta no uniforme en forma ramificada.
- La grieta principal y las secundarias siguen trayectorias intergranulares.
- La superficie de la grieta presenta morfología dendrítica.
- La superficie de la grieta comúnmente presenta fuerte oxidación.
- Normalmente se localiza en puntos calientes.
- Presenta un comportamiento aleatorio, puede aparecer o no aparecer aún en condiciones muy similares de vaciado.
- El defecto se presenta de manera específica en ciertas aleaciones.

## 2.5. Modificación en aleaciones Al-Si

Las aleaciones base aluminio-silicio son ampliamente usadas en la industria automotriz, estructuras aeroespaciales y aplicaciones militares ya que se caracterizan por su baja densidad ( $\approx 2,7 \text{ g/cm}^3$ ), elevadas conductividades eléctricas, térmicas y resistencia a la corrosión en algunos medios, incluyendo el atmosférico<sup>[4]</sup>.

Es bien conocido que las propiedades mecánicas de estas aleaciones dependen en gran medida del tamaño, forma y distribución del silicio presente en el micro constituyente eutéctico. Normalmente, durante la solidificación de

estas aleaciones, el silicio del eutéctico se forma presentando una morfología fibrosa lo cual provoca que la aleación solidificada presente propiedades mecánicas limitadas y deficientes. Es por esta razón que es práctica común el aplicar a estas aleaciones el tratamiento denominado modificación, que consiste en agregar al metal líquido cantidades específicas de sales de sodio o aleaciones maestras aluminio-estroncio, con el propósito de modificar la morfología del silicio eutéctico de fibrosa a acicular, y con ello mejorar sus propiedades mecánicas. La modificación puede ocurrir por medio de la solidificación rápida, sin embargo a velocidades de enfriamiento bajas es necesario el uso de modificadores.

A continuación se muestran las micrografías asociadas con la microestructura típica presente en las aleaciones de Aluminio A356, en la figura 2.6a se observa una matriz de fase primaria rica en aluminio y la presencia en los espacios interdendríticos del eutéctico Al-Si sin modificar mostrando una morfología en forma de aguja, en la figura 2.6b se aprecia en los espacios interdendríticos la presencia de Al-Si totalmente modificado con 0.015% de Sr.

La modificación fue aplicada a través de la adición 150 ppm de Sr, con lo cual queda modificado totalmente el eutéctico de Al-Si.

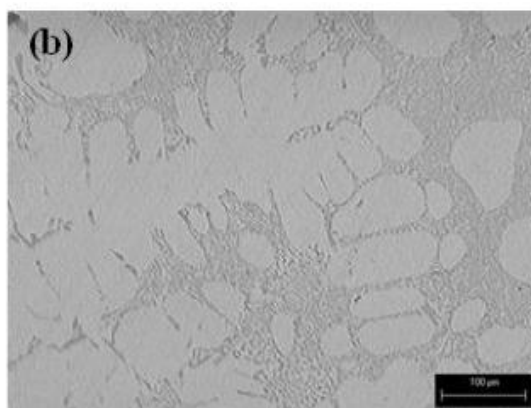
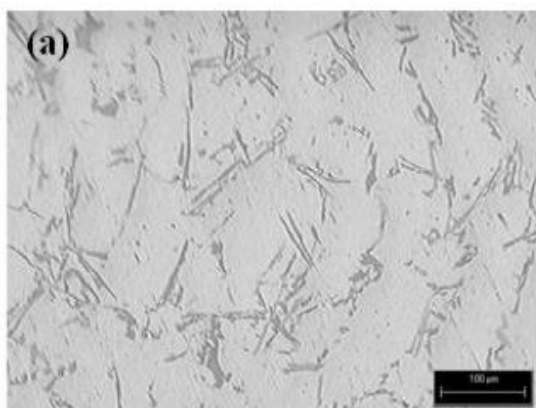


Figura 2.6. Imágenes comparativas en aleación A356 mostrando (a) silicio en forma de aguja sin modificar, (b) silicio en forma fibrosa modificada con estroncio<sup>[4]</sup>.

Como se observó anteriormente la microestructura presenta cambios muy marcados en la solidificación, a continuación se hace una ilustración de imágenes a través de la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), utilizando la función de electrones retrodispersados, donde se aprecian claramente los cambios que sufre el silicio a través de la adición de Sr.

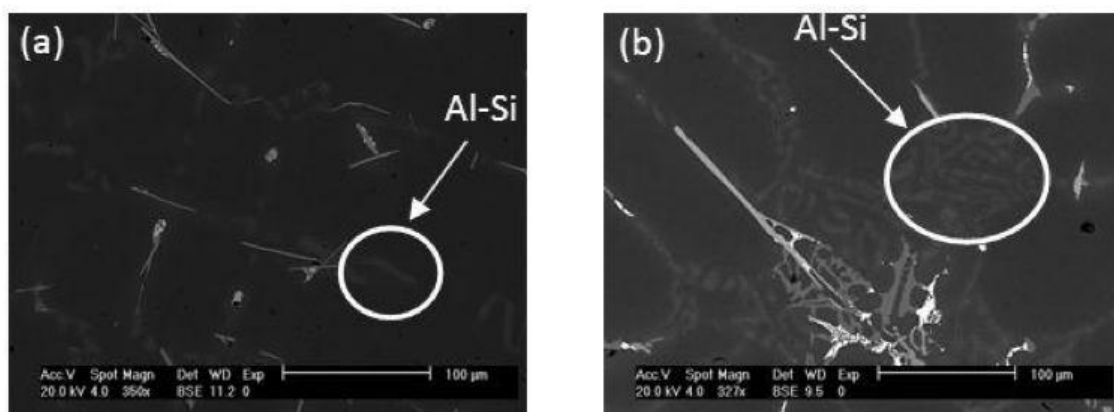


Figura 2.7. Imágenes obtenidas utilizando la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y la función de electrones retrodispersados, (a) agujas de silicio sin modificar y (b) forma fibrosa de silicio modificada con Sr<sup>[4]</sup>.

## 2.6. Desgasificación en aleaciones de Aluminio.

El hacer pasar gas a través del metal líquido ha demostrado ser particularmente eficaz, debiendo distinguirse entre los gases con acción física de lavado (gases inertes) y aquellos en los que se produce una reacción química durante el tratamiento. Entre los primeros se cuenta el nitrógeno. Al disminuir la presión parcial de hidrógeno durante su paso a través del metal líquido se elimina el hidrógeno del fundido. Simultáneamente se lavan los óxidos y otras impurezas no metálicas elevándolas a la superficie. El nitrógeno no es adecuado para las aleaciones de AlMg debido a la posible formación de nitruros, siendo mejor utilizar argón. Se utiliza también cloro como gas químicamente activo, el cual es mucho más activo que el nitrógeno. Al hacer pasar el cloro por el fundido se forma cloruro de aluminio, que se sublima,

asciende a la superficie del baño y provoca con ello, debido a su distribución fina y uniforme, un lavado muy activo y la consiguiente eliminación de impurezas. Por razones económicas y sanitarias (el cloro es venenoso), y también de tipo ecológico, se utiliza actualmente mezclas de cloro y nitrógeno con aproximadamente 80-90% de nitrógeno. Cuando se usa cloro debe tenerse en cuenta que el magnesio presente reacciona con el cloro formando cloruro de magnesio, pudiendo disminuir el contenido en magnesio del caldo en función de la temperatura y del tiempo<sup>[5]</sup>.

Los gases de lavado se introducen a través de tubos (frecuentemente de grafito) debiendo observar que exista una distribución uniforme y fina del gas. Con este objeto se usan reguladores de presión y dosificadores. El nitrógeno se hace pasar, convenientemente, antes y después de efectuar la cloración, con objeto de efectuar un lavado de los conductos e impedir que en caso de perturbaciones, el cloro salga libremente.

A continuación se presenta un esquema de la manera de actuar de los gases de lavadores. La mejor calidad se alcanza con los gases de lavado, al cabo de un pequeño periodo de tratamiento un contenido en hidrógeno no tan bajo que no son de temer después acciones negativas sobre la calidad del fundido. Un contenido final alcanzado de 0.1 a 0.15 cm<sup>3</sup>/100g de metal, posibilita, en general, la consecuencia de piezas fundidas técnicamente libres de poros y cualitativamente buenas. La duración del tratamiento alcanza de 5 a 10 minutos para 300Kg de metal líquido.

El valor del contenido de hidrógeno después de la fusión y desgasificación depende, en primer lugar de la aleación.

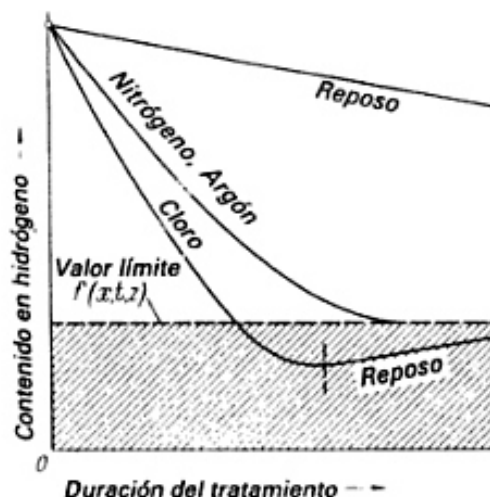


Figura 2.8. Representación esquemática de la forma de actuar de diversos métodos para desgasificación; x condiciones atmosféricas, t temperatura del metal; z composición del metal (según Hornung)<sup>[5]</sup>.

## 2.7. Molde en arena o moldeo en verde.

Los moldes de arena no son permanentes y se preparan con materiales adecuados para la fabricación de moldes. Para formar un espacio vacío se utiliza un modelo, cuando la pieza colada debe ser hueca interiormente, se disponen corazones en el molde, los moldes pueden prepararse a mano o en máquina. En consecuencia existen talleres de preparación de moldes a mano (matrizado a mano) y los talleres de preparación de moldes a máquina (matrizado a máquina). En el caso del moldeo en arena verde, el metal se vierte en moldes de arena verde o sin secar, en el caso del moldeen arena estufada los moldes y los corazones se secan a una temperatura de 400-600 antes de introducir en ellos el metal.

### 2.7.1. Materiales para la fabricación de moldes.

Entre los materiales para la fabricación de moldes no permanentes pueden citarse las arenas de molde, las tierras de moldeo, la arcilla o barro y las arenas para corazones. Los materiales para la fabricación de moldes deben poseer determinadas propiedades:

- Plasticidad: deben amoldarse perfectamente a los contornos del modelo.



- Permeabilidad a los gases: deben permitir la evacuación de los gases que dependen del metal al enfriarse en el molde.
- Propiedades refractarias: estos materiales no deben reblandecerse ni fundirse durante la colada.
- Estabilidad de forma: el material para la fabricación de moldes debe poder adoptar una forma estable a fin de que el molde una vez fabricado no se dañe por el transporte, al volcar las cajas de moldeo y al recibir el metal líquido (moldeo por inyección).

La arena de moldeo es una mezcla natural de granos de cuarzo y arcilla. El cuarzo es sólido y difícilmente fusible. Según el tamaño de grano del cuarzo, la arena puede ser grano grueso, de grano medio o de grano fino. La arcilla adquiere propiedades aglomerantes al absorber agua. Sirve por lo tanto como aglomerante y hace que los granos de cuarzo se adhieran unos a otros. Según el contenido de arcilla, las arenas de moldeo se denominan grasas cuando tienen más de un 15% de arcilla, semigrasas cuando contienen de un 8% a un 14% y magras cuando contienen menos del 8%<sup>[5]</sup>.

El método de fundición en arena es especialmente adecuado para la obtención de formas complicadas. En muchos de los casos este procedimiento es la única solución técnica a la que se puede recurrir para moldear piezas con corazones complejos.

Tabla 2.8. Ventajas y desventajas al utilizar molde en arena.

VENTAJAS	DESVENTAJAS
Bajo costo	Cuidar parámetros de la arena
Obtención de geometrías complicadas	Preparación de la arena
Acabado superficial fino	Maquinaria para transportarla
Desmolde rápido	Desmoronamiento por arena seca
Reutilizable para cualquier pieza	Adobes muy pesados

## 2.8. Molde permanente.

La fundición en molde permanente se refiere a las técnicas de fundición en que el molde donde es vertido el material líquido a solidificar, puede utilizarse reiteradas veces. El molde consiste en dos mitades fabricado de materiales metálicos mediante la unión temporal de ambas mitades se forma un molde en el que se vierte la colada y se aguarda el tiempo determinado de solidificación.

El molde permanente se lleva a la utilización debido a la reducción de costos que presenta con la relación a las técnicas tradicionales de fundición en arena, siempre y cuando los volúmenes de producción sean elevados y se cuente con la tecnología apropiada para automatizar el proceso.

Los materiales que se pueden utilizar son acero, hierro fundido, normalmente recubiertos internamente con un barro refractario como silicato de sodio y arcilla, de no existir este recubrimiento interior, cada vez que se aproxime una conformación, las superficies deben ser rociadas con un recubrimiento refractario como grafito.

Tabla 2.9. Ventajas y desventajas de utilizar molde permanente.

VENTAJAS	DESVENTAJAS
Durabilidad	Alto costo
Producciones masivas	Placas pesadas
Enfriamiento rápido	Control de temperatura
Automatizado	Tendencia a la corrosión

## 2.9 Software de simulación de colada.

En la actualidad existen software que predicen el comportamiento del metal líquido vertido en alguna geometría, tal es el caso de ProCast, el cual a través de información introducida referente al molde y al material a vaciar, además de que el software realiza cálculos matemáticos de análisis de

elemento finito, puede llegar a arrojar información con la cual se logra observar un panorama del vaciado, llenado, solidificación, análisis térmico, porosidad, entre otras cosas.

La industria de la fundición se ha visto renovada con estas nuevas tecnologías ya que para diseñar, o realizar cambios en alguna geometría, primero se lleva al software antes de realizarlo de manera práctica, logrando así obtener información acertada y así evitar cometer errores.

El software cuenta con amplias bases de datos de materiales que se utilizan en moldes y metales que se pueden vaciar para obtener piezas con geometrías simples y complejas, los datos de entrada dependen de las condiciones de vaciado y el diseño de la geometría de molde .

Para nuestro caso de estudio se realizó la simulación de manera inicial en arena sílica (material que se utiliza en la empresa) para simular nuestro molde, obteniendo los siguientes datos del software ProCast, en las imágenes que se observan a continuación extraídas del software después de haber introducido los datos de entrada mencionados anteriormente se aprecian los siguientes parámetros.

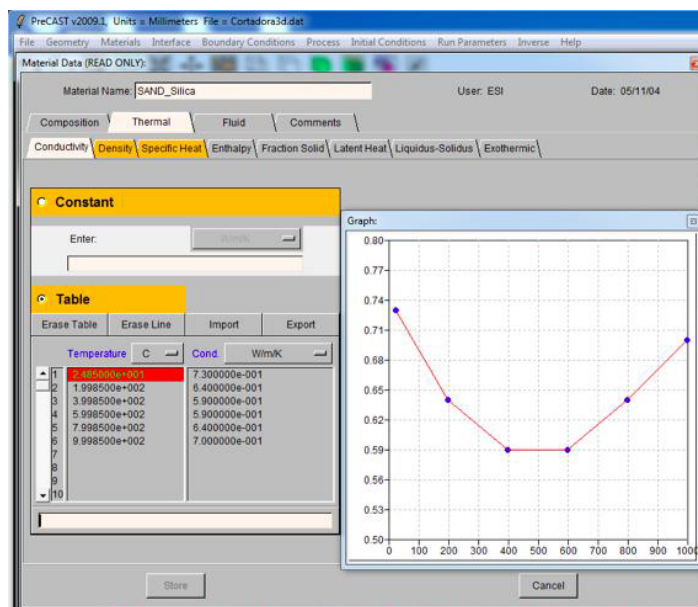


Figura 2.9. En el gráfico se observa la conductividad térmica que presenta la arena sílica dentro del software ProCast y estos valores son en los que se apoya el software para realizar las operaciones correspondientes al análisis.

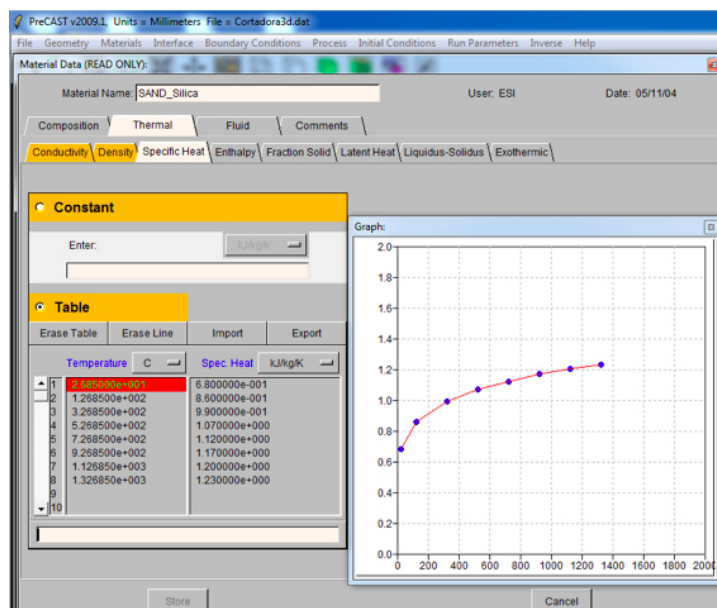


Figura 2.10. En el gráfico anterior se muestra el comportamiento del calor específico de nuestro material (arena) de molde que se utiliza actualmente en la empresa.

A continuación se muestran los parámetros que se encuentra dentro del software ProCast en la base de datos para la aleación de aluminio A356.

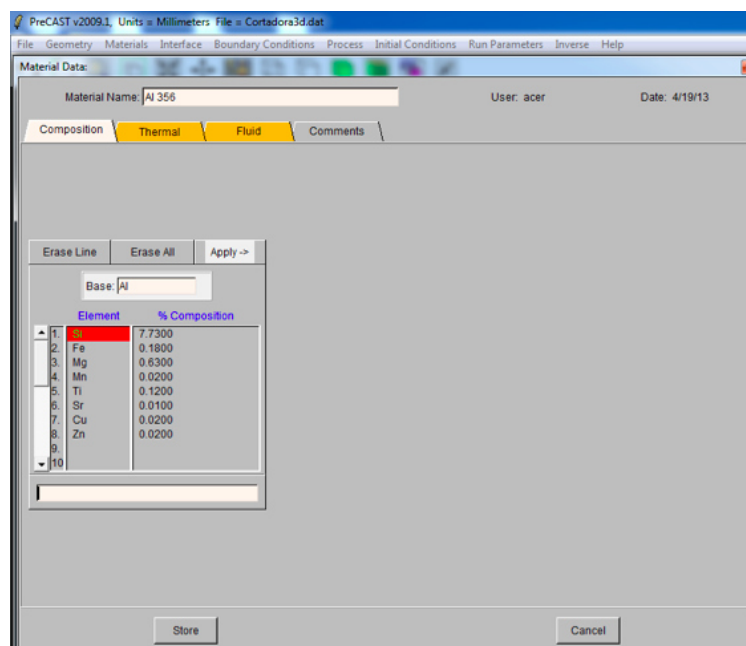


Figura 2.11. Composición química para la aleación de aluminio A356 dentro de la base de datos de ProCast.

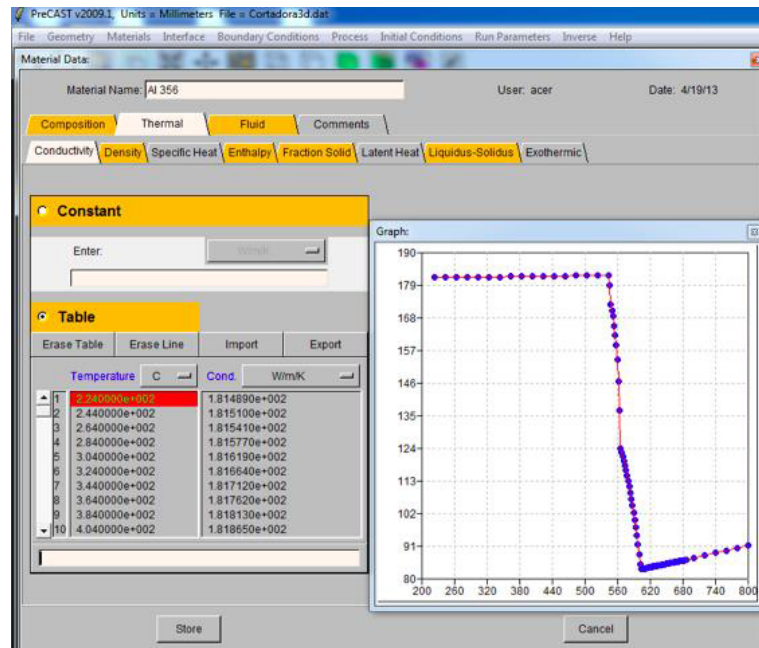


Figura 2.12. Conductividad térmica de la aleación de aluminio A356 en la base de datos del software ProCast.

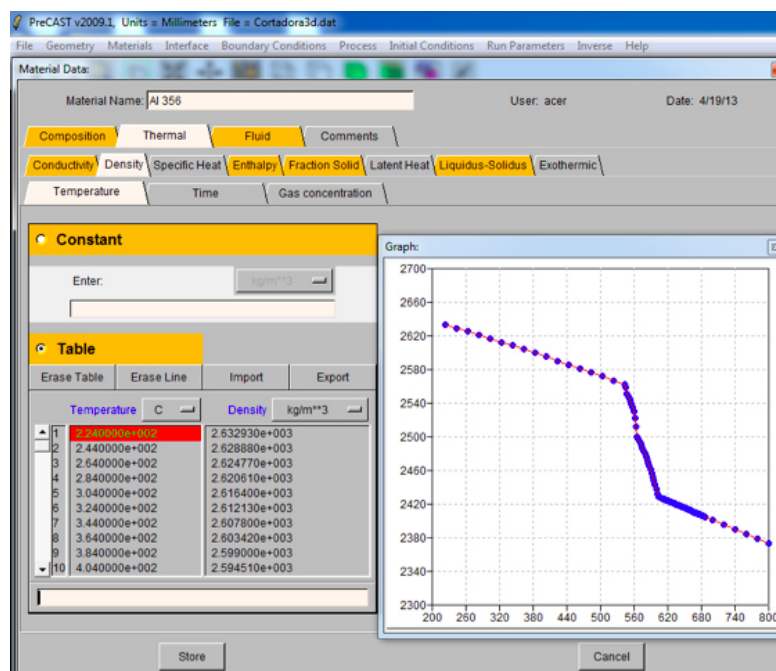


Figura 2.13. Gráfico que muestra el comportamiento de densidad en la aleación de aluminio A356.

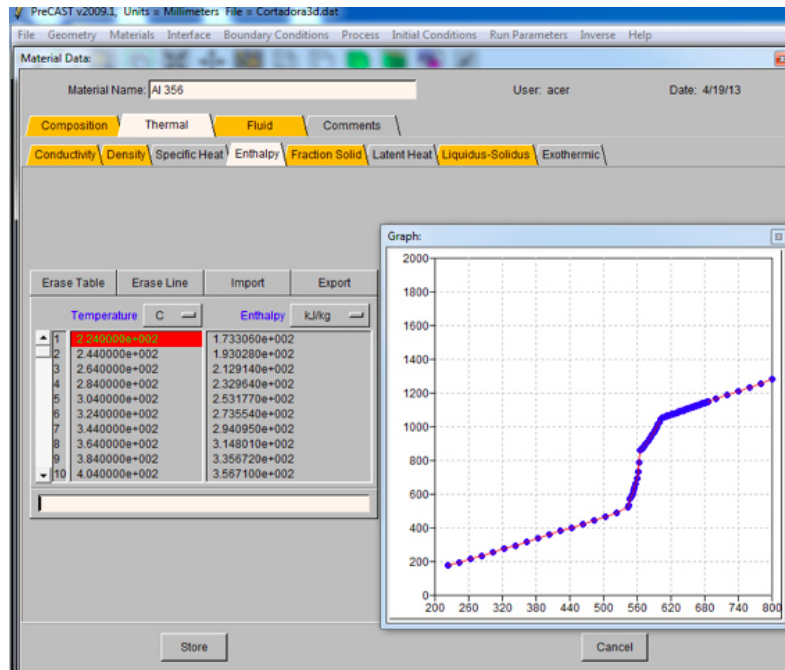


Figura 2.14. Comportamiento de entalpía en la aleación de aluminio A356.

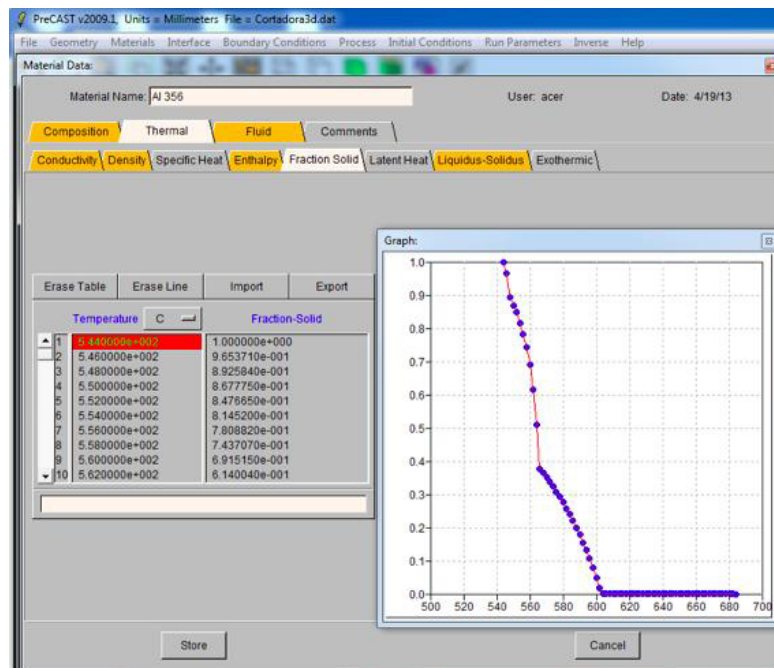


Figura 2.15. Gráfico que muestra la fracción sólida del material aluminio A356.

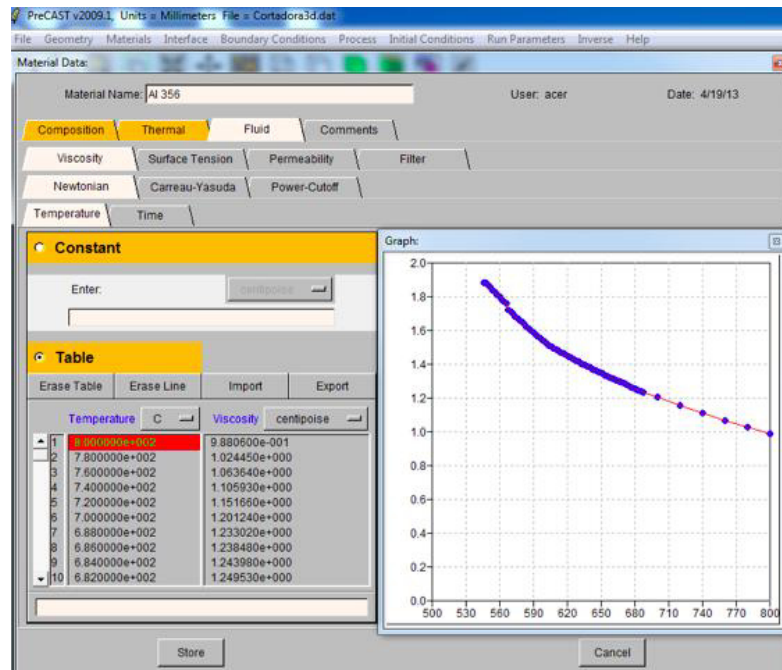


Figura 2.16. Gráfico de viscosidad en el metal de la aleación A 356.

# CAPITULO 3

## PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 3.1 Introducción.

Se realizó el estudio para evaluar y tipificar los defectos que se presentan en la pieza llamada PLANCHA 330 (fig. 3.1 a)), esta pieza se utiliza en la máquina rebanadora de jamón (fig. 3.1 b)) de la empresa FUNDICION TORREY, los estudios realizados se describen más adelante, llevando una metodología científica adecuada para obtener resultados favorables en la investigación realizada.

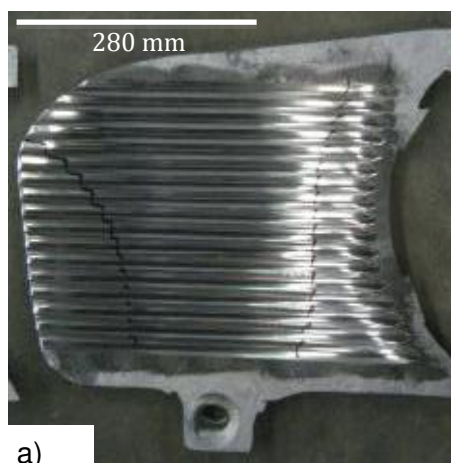


Figura 3.1. a) pieza de estudio PLANCHA 330, mostrando cara de análisis, b) máquina rebanadora de jamón marca TORREY, donde se utiliza la pieza de estudio.



A través de las diferentes técnicas de caracterización como: Prueba Tatur, Análisis Térmico, Estereoscopía, Microscopía Óptica (MO) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB). Por otra parte se realizaron cambios



aumentando las cantidades de Ti con la aleación maestra de Al-5Ti-1B (refinador), esto con la finalidad de conocer el comportamiento de Ti dentro del metal líquido a diferentes concentraciones. Para el caso de la aleación maestra de Al-10Sr (modificador), también se realizó un estudio aumentando las cantidades de Sr dentro del baño metálico, de los resultados obtenidos se realizaron algunas combinaciones de Ti y Sr con el objetivo de ver el efecto en la porosidad.

En las pruebas mencionadas anteriormente se obtuvieron series de muestras para evaluar el comportamiento del metal y su porosidad, haciendo comparativa entre cada aumento correspondiente a cada aleante y sus combinaciones.

En paralelo de la prueba Tatur se realizó el estudio de análisis térmico para conocer de igual forma el comportamiento de cada aleante y sus combinaciones, estos moldes se instrumentaron con termopares y una tarjeta de adquisición de datos conectada a una computadora para la recopilación de temperaturas respecto al enfriamiento del metal, todo esto se realizó en las mismas pruebas del análisis de la prueba Tatur, aprovechando cada composición de metal para todos los experimentos, (ver equipo de trabajo en figura 3.3)

Al llevar a cabo las pruebas anteriores se realizó el análisis del efecto de refinador y modificador en las probetas obtenidas, ya que éstas fueron tomadas para revisión a través de Microscopía Óptica (MO) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), contribuyendo a un estudio completo.

El moldeo en arena o moldeo en verde es la técnica que se ha estado utilizando para generar la pieza Plancha 330, en la cual se presentan defectos de porosidad que pueden ser causados por: gas  $H_2$ , transformación de estado líquido a sólido, arrastre de arena, turbulencias de metal líquido, llevando consigo grumos de arena que se incrustan en la pieza, existe una serie de defecto que puede presentar el molde de arena, sin embargo éste estudio se enfoca a revisar de manera profundo los factores que forman la porosidad en la aleación A356.

Por otro lado también se está analizando la propuesta de manejar molde permanente para la fabricación de dicha pieza, ya que según estudios anteriores demuestran que, utilizando un molde metálico ocurre un enfriamiento rápido en comparación con el molde de arena y esto puede traer consigo una disminución en la porosidad.

### 3.2. Análisis Térmico.

Se obtuvieron muestras para la prueba de análisis térmico tomadas de manera directa del horno con la composición química que la empresa maneja, y siguiendo las condiciones de vaciado ideales según la literatura, se comenzó a trabajar en la obtención de las muestras, esto con la finalidad de conocer los defectos presentes en la aleación con la que se estaba trabajando.

Para obtener las muestras antes mencionadas se requirió equipo de medición, moldes, termopares tipo K para lograr captar las temperaturas de vaciado, de molde y así lograr las obtener las curvas de enfriamiento y las temperaturas de solidificación.

A continuación se muestra el equipo (ver figura 3.2) utilizado para obtener las muestras de análisis térmico.

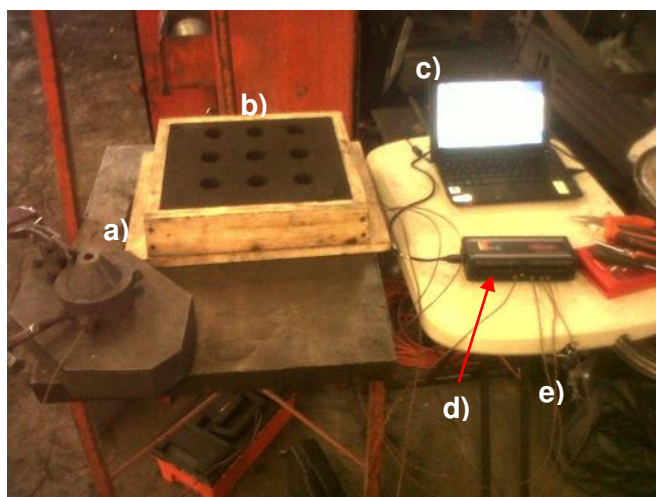


Figura 3.2. Equipo de trabajo utilizado en la obtención de probetas tanto para la curva de enfriamiento y prueba Tatur, a) molde para la prueba Tatur con termopar para medir la temperatura, b) molde de arena con formas cilíndricas

instrumentado con termopares para medir la temperatura de solidificación, c) Computadora para almacenar la información, d) Tarjeta de adquisición de datos y e) cables de termopar tipo k.

Las condiciones de vaciado fueron las siguientes:

- Temperatura de metal: 710°C
- Temperatura de molde Tatur: 150°C
- Temperatura de metal para pruebas de análisis térmico: 710°C
- Temperatura en moldes para análisis térmico: 35°C
- Las temperaturas tuvieron un margen de error de  $\pm 5^\circ\text{C}$

Se fabricó un modelo para 9 probetas de forma cilíndrica siguiendo la norma como se muestra en las Figura 3.3 a). con este modelo se estuvo trabajando en arena para obtener el negativo y luego instrumentarlo colocando cable de termopar tipo K, en la Figura 3.3 b) se observa el termopar colocado en el hueco de forma cilíndrica donde se vaciará el metal y con esto se obtienen las curvas de enfriamiento del metal.



Figura 3.3. a) Imagen del modelo para la obtención de probetas de análisis térmico, b) molde instrumentado con cable de termopar.

Se obtuvieron probetas para cada condición en moldes cilíndricos, con los cables de termopar tipo k, los cuales quedan dentro de la misma pieza sin recuperarse, solo se puede cortar el cable, y este se vuelve a unir en la zona de contacto con el metal, tal como se aprecia en la figura 3.4.

Las probetas obtenidas de las curvas de enfriamiento fueron sometidas a estudios de microestructura por medio de Microscopía Óptica (MO), Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), análisis químico, refinamiento de grano y modificación.



Figura 3.4. Muestras para análisis térmico, con cable de termopar para su medición de transformación de fases.

### 3.3. Prueba Tatur

Para obtener las pruebas Tatur se utilizaron las condiciones de vaciado antes mencionadas en el análisis térmico, a continuación se muestra parte de las piezas obtenidas.



Figura 3.5. Probetas Tatur para estudio de porosidad, microporosidad y análisis de contracción.

Para llevar a cabo el análisis de la prueba tatur se aplicaron las ecuaciones mencionadas en el subtema 2.3.3, donde se menciona el procedimiento para obtener el estudio completo de la prueba Tatur.

La aleación de aluminio A356 tiene densidad teórica  $D_{th} = 2.7 \text{ gr/cm}^3$  y el volumen teórico que presenta el molde de la prueba tatur es de  $202 \text{ cm}^3$ . Para obtener el volumen del casting ( $V_c$ ), se coloca una cantidad de volumen de agua inicialmente, el cual se pesa y se calibra a cero; posteriormente se sumerge el casting en agua, el volumen desplazado tendrá un incremento en el peso y utilizando la densidad del agua éste corresponde al volumen del casting (ver figura 3.6).



Figura 3.6. Medición de peso del agua desplazada que corresponde a  $V_c$ , utilizando la ecuación [A2].

$$V_c = \frac{m}{\rho} \quad (A2)$$

Para el cálculo de la Densidad Aparente ( $D_A$ ), se pesa la masa del casting y se divide entre el Volumen del casting,  $V_c$ , que ya fue obtenido con la ecuación [A2].

Para obtener el Volumen de Porosidad interna ( $V_{por}$ ) se utilizan la  $D_{th} = 2.7 \text{ gr/cm}^3$ , la  $D_A$  y  $V_c$ . Para obtener el Volumen de asentamiento y contracción

( $V_{sc}$ ), se requiere el Volumen inicial desde el estado líquido que en este caso es el volumen del molde Tatur  $202\text{ cm}^3$ , el Volumen de la macro porosidad  $V_p$ , es obtenido pesando la cantidad de agua que ocupa este espacio, región “b”, fig. 3.7, y utilizando la ecuación [9] se obtiene el volumen de esta región. El volumen del asentamiento y contracción que corresponde a la región “c” de la Figura 3.7 será entonces:

$$V_{sc} = 202 - V_p - V_c \quad (A5)$$

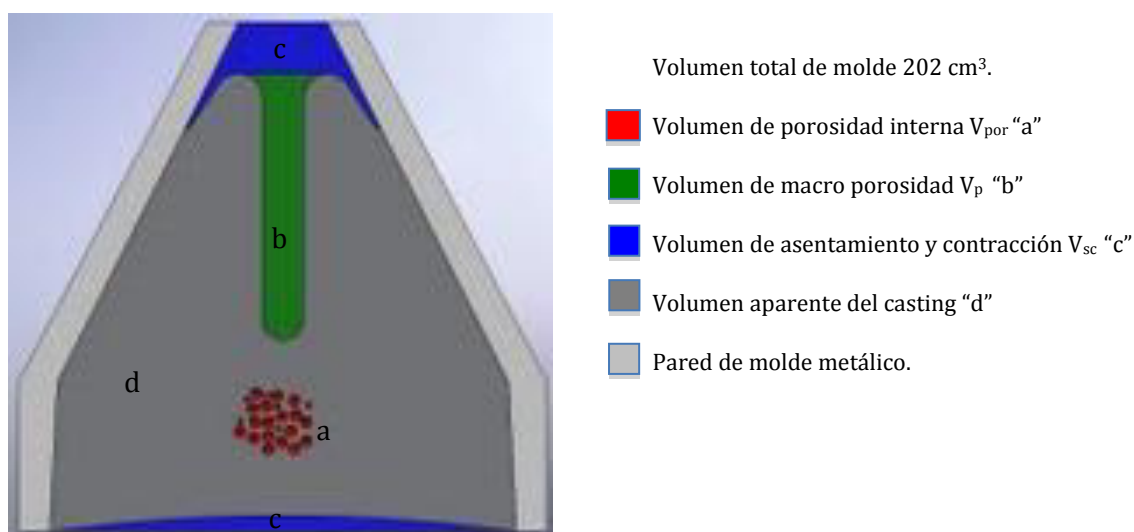


Figura 3.7. Los patrones de porosidad y distribución de contracción después de la solidificación [2].

Para la obtención de Volumen total de contracción ( $V_{tc}$ ) se suman el Volumen de Porosidad interna,  $V_{por}$ , el Volumen de Asentamiento y Contracción,  $V_{sc}$ , así también el volumen de la macro porosidad,  $V_p$ .

$$V_{tc} = V_{por} + V_{sc} + V_p \quad (A6)$$

Datos Teóricos.

Densidad de la aleación ( $\text{gr}/\text{cm}^3$ )	Volumen del casting ( $\text{cm}^3$ )	Masa del casting (gr)
2.7	202	543

Tabla 3.1. Estos datos se obtuvieron del software Solid Work y ProCast.

Resultados obtenidos para un casting: a continuación se presenta una tabla con los resultados obtenidos como un ejemplo, los detalles son mostrados en el Anexo I.

Masa al aire MA (gr)	Masa en el agua MA (gr)	Masa de Macro porosidad $V_p$ (gr)
494	184	0.014

Tabla 3.2. Información obtenida al realizar las mediciones.

$V_c$ ( $\text{cm}^3$ ) Ec.(A2)	$V_p$ ( $\text{cm}^3$ )	DA ( $\text{gr}/\text{cm}^3$ ) Ec. (A3)	$V_{por}$ ( $\text{cm}^3$ ) Ec. (A4)	$V_{sc}$ ( $\text{cm}^3$ ) Ec. (A5)	$V_{tc}$ ( $\text{cm}^3$ ) Ec. (A6)	% Porosidad Ec. (A1)
184	0.014	2.68	1.04	17.986	19.04	0.563

Tabla 3.3. Resultados obtenidos de los diferentes volúmenes de contracción y porosidad de la prueba Tatur.

### 3.4. Cambios efectuados en TiBAl aumentando su concentración.

El refinamiento se llevó a cabo con la aleación maestra de Al-5Ti-1B (TiBAl), actualmente la empresa maneja porcentajes de 0.0032% logrando refinación, sin embargo la cantidad que se debe aplicar es de 0.01% pero debido a que con este aumento presenta un gasto mayor, es por ello que no aplican la cantidad adecuada y el grado de refinación no es el indicado, produciendo así un tamaño de grano cercano a 1mm, siendo que la norma ASTM E112 indica que debe ser del tamaño de 250  $\mu\text{m}$ , numero ASTM 16, sin embargo se ha estado trabajando de esta manera con tamaños de grano mayores.

Se realizó el diseño de experimentos correspondiente a la prueba Tatur y análisis térmico, además de su efecto en refinamiento, para el caso de TiBAI (refinador), obteniendo muestras por condición como se muestra en la Tabla 3.4, esto con el objetivo de analizar el comportamiento del refinador (TiBAI) a diferentes contenidos 0gr (0.0%Ti), 134gr (0.001%Ti) y 1200gr (0.01%Ti), en un baño metálico de 600Kg de Aluminio.

Tiempo (min)	Prueba Taur	Análisis Térmico	% de TiBAI
0	3	2	0%
30	3	2	0.001%
60	3	2	0.01%

Tabla 3.4. Diseño de experimentos para el Titanio como refinador.

El proceso utilizado para atacar las muestras químicamente y revelar el tamaño de grano es el siguiente:

#### Reactivo

- 20 gr de Cloruro Cúprico ( $\text{CuCl}_2$ )
- 100 ml de agua destilada

#### Solución de limpieza

- 1 parte de Acido Fluorhídrico en 6 partes de Acido Nítrico.

El procedimiento para obtener la revelación del tamaño de grano es el siguiente:

- Se sumerge la pieza durante 20s en la solución del reactivo.
- Luego se sumerge en la solución de limpieza.
- Por último se lava con agua corriente.



### 3.5. Cambios efectuados en Estroncio aumentando su concentración.

La modificación viene a presentarse al agregar Sr, también en aleación maestra de Al-10Sr, esto con la finalidad de modificar al Silicio presente en la aleación ya que se encuentra en forma de aguja y cambia drásticamente a forma acicular con mínimas cantidades de Sr 0.006%.

En las pruebas realizadas se aumentó de manera gradual el Sr en dos tiempos, hasta alcanzar la cantidad de 0.006% en el metal líquido, logrando obtener mejor modificación en 0.006% (ver Tabla 3.4).

Con las pruebas anteriores se procedió a realizar combinaciones con las cantidades mínimas de cada aleante y con las cantidades máximas.

De la misma manera se realizó el estudio para el caso de Estroncio (Sr) modificador, obteniendo muestras Tatur, análisis térmico y realizando el estudio de microscopía, aumentando la cantidad de Estroncio 0gr (0.0%Sr), 200gr (0.003%Sr) y 400gr (0.006%Sr), en un baño metálico de 600Kg, como se muestra en la Tabla 3.5.

Tiempo (min)	Prueba Taur	Análisis Térmico	% de Sr
0	3	2	0%
30	3	2	0.003%
60	3	2	0.006%

Tabla 3.5. Diseño de experimentos para el caso de Estroncio (Sr) como modificador.

Con el análisis de aumento de refinador y modificador se pueden obtener resultados que favorezcan la disminución en porosidad, así también encontrar las cantidades ideales para la aleación, determinado a través de una buena combinación entre refinador y modificador.

### 3.6. Combinaciones de TiBAI y Al-Sr

Las combinaciones realizadas primero con las cantidades mínimas (0.001%Ti) con (0.003%Sr)

Por otra parte las cantidades máximas fueron: (0.01%Ti) con (0.006%Sr), en la siguiente tabla se aprecian las combinaciones mencionadas anteriormente.

Tiempo (min)	Prueba Taur	Análisis Térmico	% de Ti y Sr
30	3	2	0.001%Ti y 0.003%Sr
60	3	2	0.01%Ti y 0.006%Sr

Tabla. 3.6. Combinaciones con refinador Ti y modificador Sr.

### 3.7. Pruebas de presión reducida.

Existe una prueba que se aplica con la finalidad de encontrar porosidad por gas, la cual consiste en enfriar una probeta a través de presiones negativas, ya que cualquier burbuja que esté en algún sitio de la muestra por más pequeña que sea, podrá expandirse a tamaños visibles ante el operador y así detectar de manera rápida este defecto, el sistema presentado en las siguientes imágenes muestra los componentes del equipo utilizado.



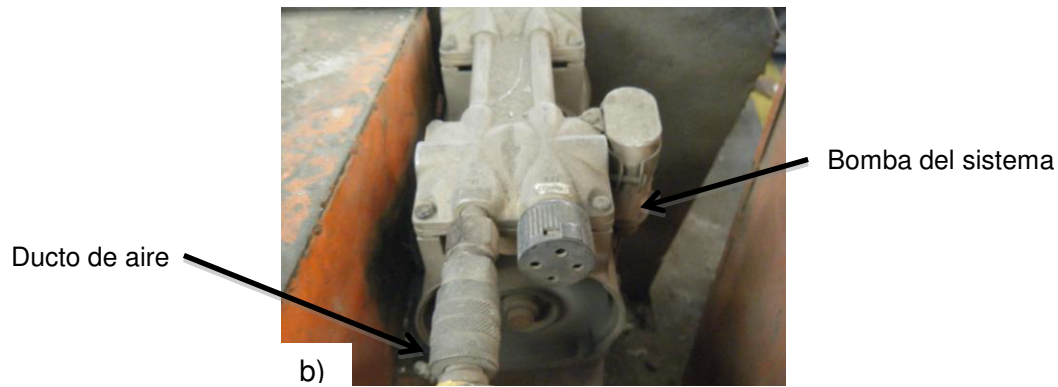


Figura 3.8. Sistema de presión reducida y sus componentes a) y b)

Esta prueba es la que actualmente realiza la empresa para descartar posible porosidad por gas, a continuación se describe el procedimiento de operación:

La probeta que se requiere es de forma cilíndrica con diámetros diferentes como se muestra en la figura 3.9 b), esta probeta es adquirida después de aplicar el desgasificado y los aleantes (nitrógeno, refinador y modificador), a una temperatura de 720°C aproximadamente, se sumerge el porta probeta dentro del caldo aproximadamente 3min para tomar la temperatura del caldo, luego se vacía metal líquido en éste porta probeta figura 3.9 a) y es llevado al sistema de presión reducida (figura 3.8), la presión que se maneja es de 20 cm de Hg durante 5 min, se procede a realizar un corte justo a la mitad de la probeta, aplicando pulido con lija numero 100, se realiza el análisis de porosidad en el Microscopio Óptico, también con la contra parte de la probeta se obtiene análisis químico.



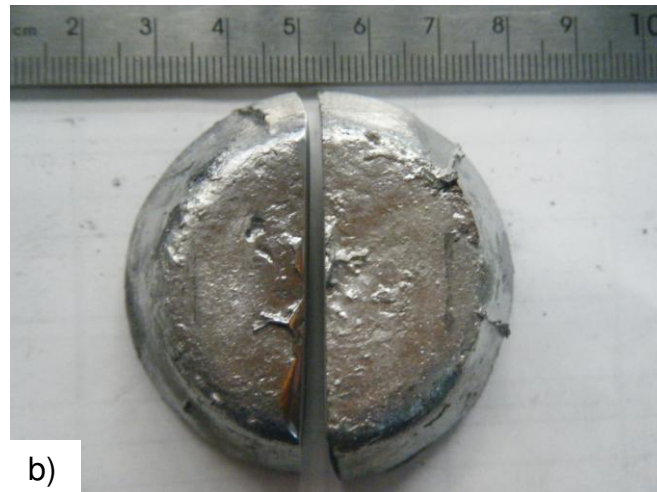


Figura 3.9. a) obtención de probeta, b) corte de probeta para análisis.

### 3.8. Diseño en Solid Work

Se realizó el diseño de la plancha 330 utilizando como material de molde arena sílica, siguiendo el patrón de condiciones de vaciado en las que actualmente la empresa está trabajando, el diseño fue de igual forma y geometría sin hacer modificaciones al casting.

Al momento de diseñar el molde permanente de la plancha 330 se realizaron diferentes diseños, de los cuales se optó por el que presentó mejores resultados en el software ProCast.

### 3.9. Simulación en el software ProCast

La simulación se llevó a cabo en el software ProCast y después de realizar el análisis de todos los diseños propuestos desde Solid Work, se tomó el que mejor comportamiento y mejores resultados presentó, a continuación se muestran las condiciones de vaciado:

Temperatura de metal: 710°C.

Tiempo de llenado: 10 s.

Temperatura de molde: 35°C

Velocidad de llenado: 1.05 kg/s

Material de molde: Arena

Coeficiente de transferencia de calor:  $100 \text{ w/m}^2\text{k}$

### **3.10. Monitoreo de piezas con molde de arena.**

Se realizó el seguimiento durante la fabricación de piezas con molde en arena de la Plancha 330, durante los cambios realizados en la aleación y cuidando el tratamiento del metal líquido se obtuvieron piezas como las que se mencionaron anteriormente, de las cuales se llevó la trazabilidad hasta producto terminado conforme la empresa así lo determina, logrando obtener información concisa de los defectos encontrados durante el proceso que se requiere, de esta manera se analizó cada defecto para correlacionarlo con los cambios hechos en el proceso químico y de producción.

Se estudió el efecto de las variables mencionadas en el punto 3.2, 3.3 y 3.4 así también se analizaron las piezas mencionadas, llevando a cabo análisis de porosidad y tamaños de poro por zonas específicas en las piezas internamente.

# CAPITULO 4

## RESULTADOS Y DISCUSION

### 4.1.1 Diagnostico

Inicialmente se presenta un estudio de diagnóstico que se hizo en la empresa, ya que presentaba porcentajes de rechazo del 40% aproximadamente.

### 4.1.2 Análisis superficial.

Se realizaron cortes en la pieza de estudio y a través de las diferentes técnicas de caracterización se logró encontrar el tipo de defecto de mayor presencia en el producto.

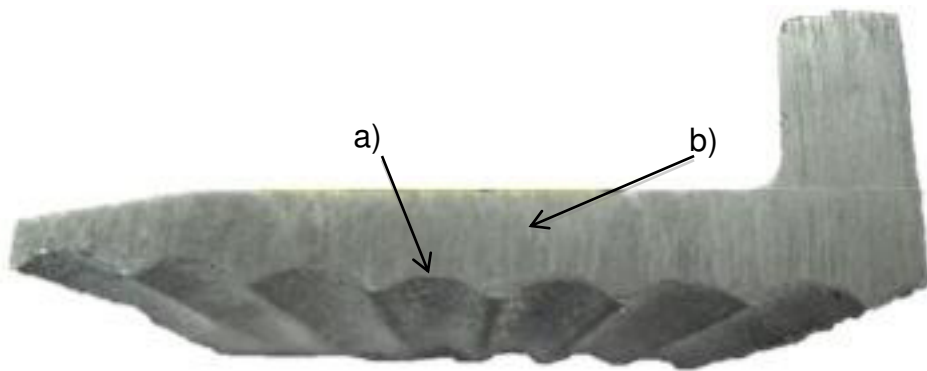


Figura 4.1. Corte transversal en PLANCHA 330, señalando área de estudio a) zona superficial, b) zona interna.

En la siguiente imagen se muestra el acercamiento a un par de canales de la PLANCHA 330 en la zona superficial como lo señala la Figura 4.1 a), por la técnica de Estereoscopía.

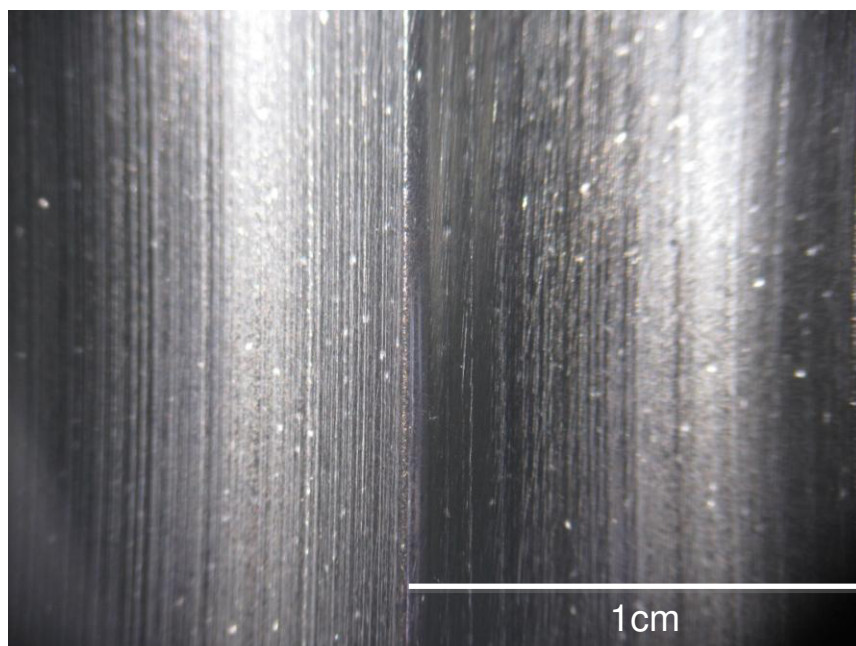


Figura 4.2. Defectos presentes en los canales de la PLANCHA 330 del orden de  $400\mu m$ .

En la imagen anterior se aprecian claramente una serie de defectos en la zona superficial, esta zona es la que se mantiene en contacto con los alimentos al momento de realizar los cortes, por ejemplo al rebanar el jamón o el queso entre otros alimentos, permitiendo que estas zonas sean el lugar ideal para alojar residuos de estos alimentos, dando como resultado la formación de bacterias las cuales pueden ser una amenaza para la salud de los consumidores.



#### 4.1.3 Análisis interno.

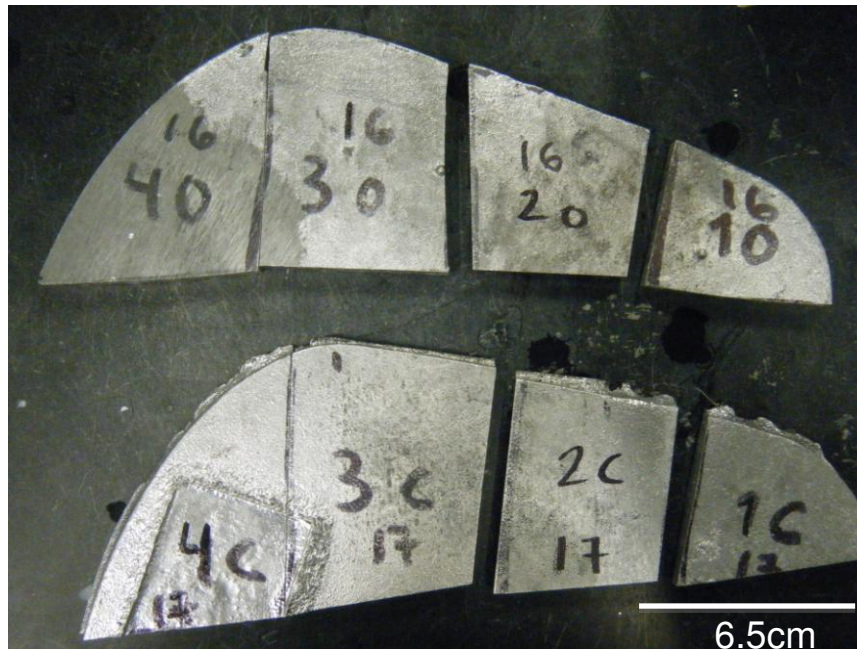


Figura 4.3. Análisis en cara de corte, transversal y longitudinal por medio de las técnicas de caracterización en la PLANCHA 330.

Se obtuvieron muestras para evaluar los defectos a través de las técnicas de Microscopía Óptica (MO) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), con condiciones de vaciado que la empresa maneja, logrando identificar los defectos presentes en la aleación.



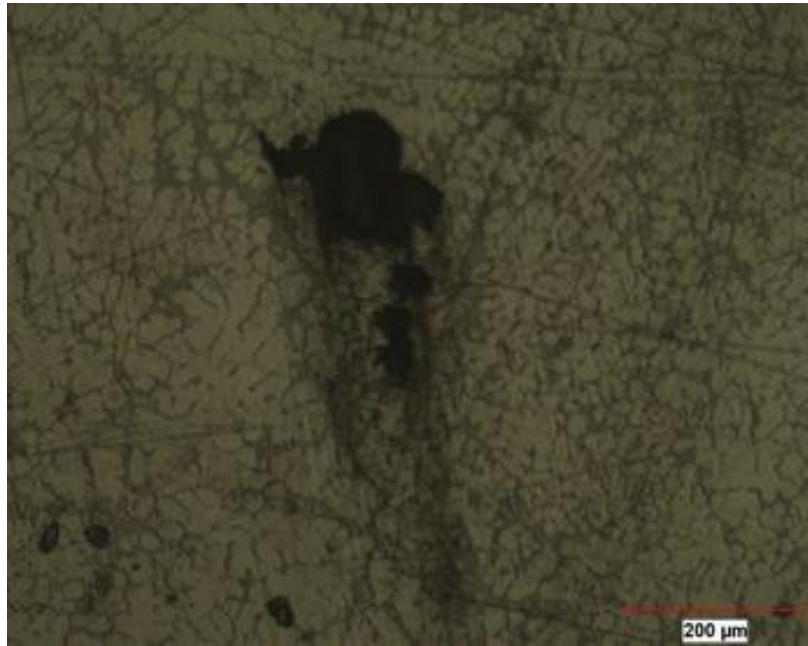


Figura 4.4. Metalografía en pieza obtenida para estudio mostrando macro rechupe a 100X (MO).

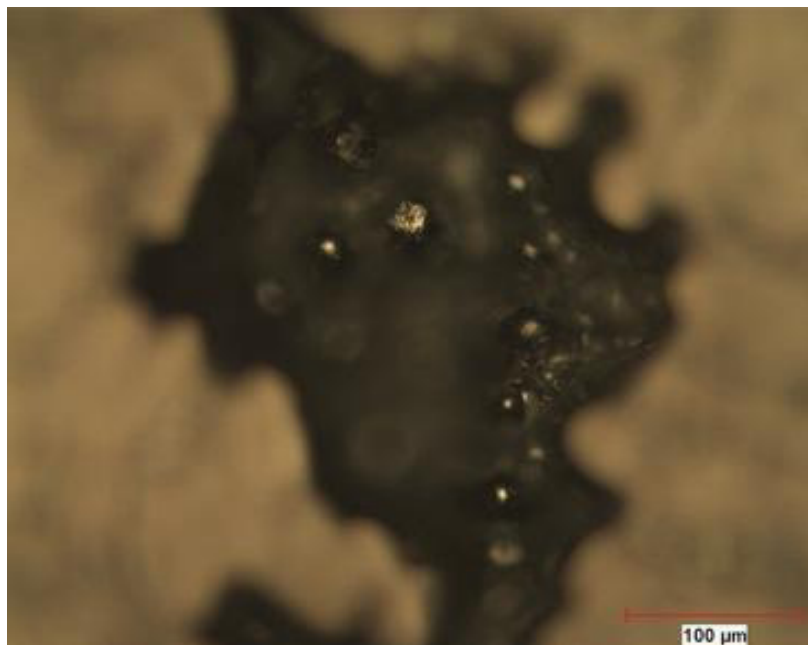


Figura 4.6. Metalografía de análisis en pieza de estudio, dando enfoque al crecimiento dendrítico, a 50X (MO).

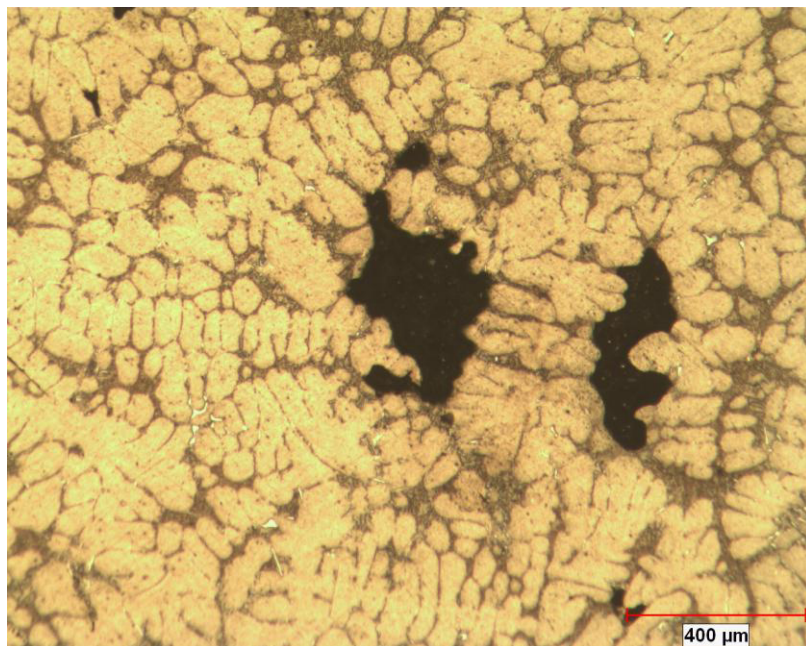


Figura 4.7. Metalografía mostrando defectos de porosidad a 50X (MO).

De las figuras anteriores podemos observar que los principales defectos encontrados son micro-contracciones las cuales se caracterizan por tener una morfología que adopta la forma de los brazos detríticos región que es la última en solidificar, la evidencia más clara se observa en la Figura 4.6. Por otro lado cabe destacar que este tipo de defectos se observaron de manera interna y superficial, el tamaño es considerable del orden de 400  $\mu\text{m}$  y en algunos casos se podían observar a simple vista.

Continuando con el análisis de caracterización ahora en Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), se obtuvieron imágenes en diferentes piezas y a diferentes magnificaciones.

Por otro lado se observaron los defectos superficiales por microscopia electrónica de barrido, Figuras 4.8 y 4.9 donde podemos observar nuevamente el tipo de defectos que es característico de una micro contracción, es importante mencionar que todos las micro contracciones observadas presentaban una cavidad limpia lo cual indica que se está haciendo una buena limpieza del metal líquido, de la misma manera la morfología del defecto nos indica que no hay poros por gas, sin embargo se tienen que hacer pruebas de

presión reducida para garantizar que el proceso de desgasificado se hace correctamente.

A continuación se muestran imágenes de la morfología del material a diferentes magnificaciones.

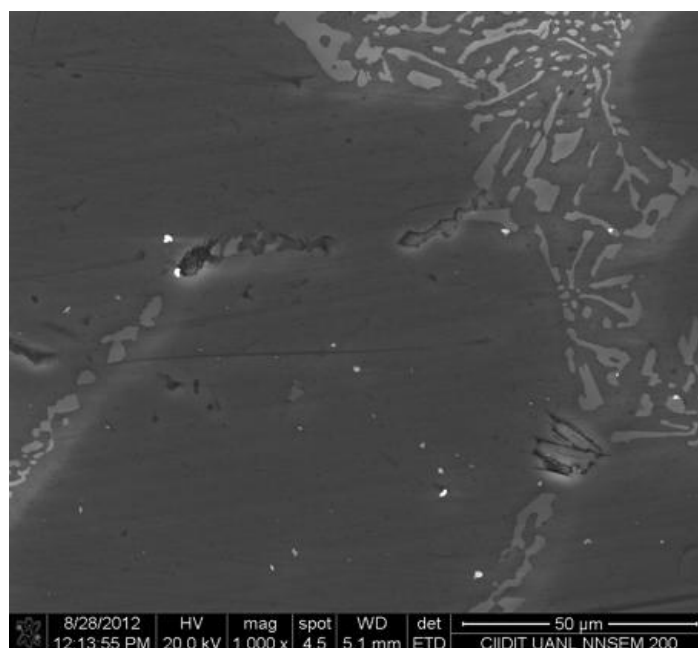


Figura 4.10. Matriz de aluminio y precipitados de silicio aparentemente sin modificación por estroncio a 1,000X (MEB).

En cuanto a la microestructura podemos decir que se trata una matriz de aluminio, con precipitados de silicio eutéctico y otros intermetálicos como son  $\text{Al}+\text{Si}+\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $\text{Al}+\text{Si}+\text{Al}_5\text{FeSi}$  de morfología fibrosa que es una fase más dura, por lo que podemos decir que no está siendo modificado con estroncio.

#### 4.1.4 Análisis Térmico

El análisis térmico realizado a la aleación A356 se muestra a continuación en la siguiente figura y también se realiza el acercamiento en la curva para detectar cuál es el rango de sub-enfriamiento que ésta tiene, con lo cual se puede definir el efecto de refinación en la aleación.

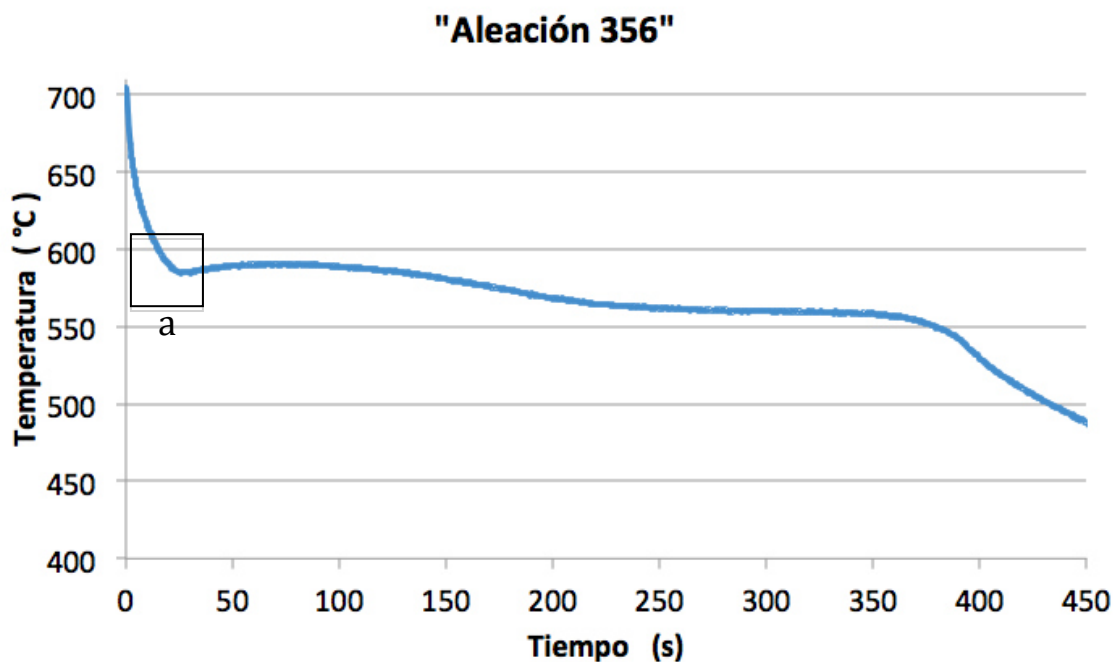


Figura 4.12. Resultado de la curva de enfriamiento en aleación de aluminio 356.

De lo anterior podemos observar que en la figura 4.13 los puntos de inflexión muestran la temperatura de solidificación que es de 590°C y en la Figura 4.14 hay una importante disminución en la temperatura de solidificación, mostrando un  $\Delta T_N = 5^\circ\text{C}$  lo cual indica que hay una pobre eficiencia en la refinación de grano.

#### 4.1.5 Análisis en prueba Tatur.

Al obtener los primeros casting se realizaron las mediciones para obtener su masa a través de una báscula y aplicando la ecuación [A3], se obtuvo el volumen del casting ( $V_c$ ) y el volumen de macro porosidad ( $V_p$ ), la tabla 3.4 muestra los valores obtenidos.

Comp. Química	Muestras	$M_A$ (gr)	$V_c$ (cm <sup>3</sup> )	$V_p$ (cm <sup>3</sup> )
Aleación 356	1a	488	182	0.006
	2a	488	182	0.006
	3a	492	184	0.012

Tabla 4.1. Valores obtenidos de manera directa del casting y utilizando la ecuación [A3] se obtuvo el volumen.

Con los valores obtenidos anteriormente se procede a aplicar las ecuaciones del subtema 2.3.3 encontrando el volumen de porosidad interna, el volumen de asentamiento y contracción, así también el volumen total de contracción y por último el porcentaje de porosidad.

Comp. Química	Muestras	$D_A$ (gr/cm <sup>3</sup> )	$V_{por}$ (cm <sup>3</sup> )	$V_{sc}$ (cm <sup>3</sup> )	$V_{ts}$ (cm <sup>3</sup> )	%Porosidad
Aleación 356	1a	2.68	1.26	19.99	21.26	0.69
	2a	2.68	1.26	19.99	21.26	0.69
	3a	2.67	1.78	17.98	19.78	0.96
<b>Promedio</b>		<b>2.67</b>	<b>1.26</b>	<b>19.32</b>	<b>20.76</b>	<b>0.78</b>

Tabla 4.2. Principales resultados a través de la prueba Tatur para la aleación 356 que actualmente maneja la empresa FUNDICION TORREY.

De los resultados obtenidos a través del experimento de la prueba Tatur indican que existe porosidad de aproximadamente 1% en la aleación, la porosidad encontrada no es causada por gas, esto puede deberse a la falta de refinador en la aleación, lo cual se puede concluir en el análisis del tamaño de grano y los resultados observados en la curva de enfriamiento, fig. 4.14

#### 4.1.6 Análisis de Tamaño de Grano.

Se llevó a cabo el análisis del tamaño de grano en la aleación 356 por medio de ataque químico mencionado en el capítulo 2.

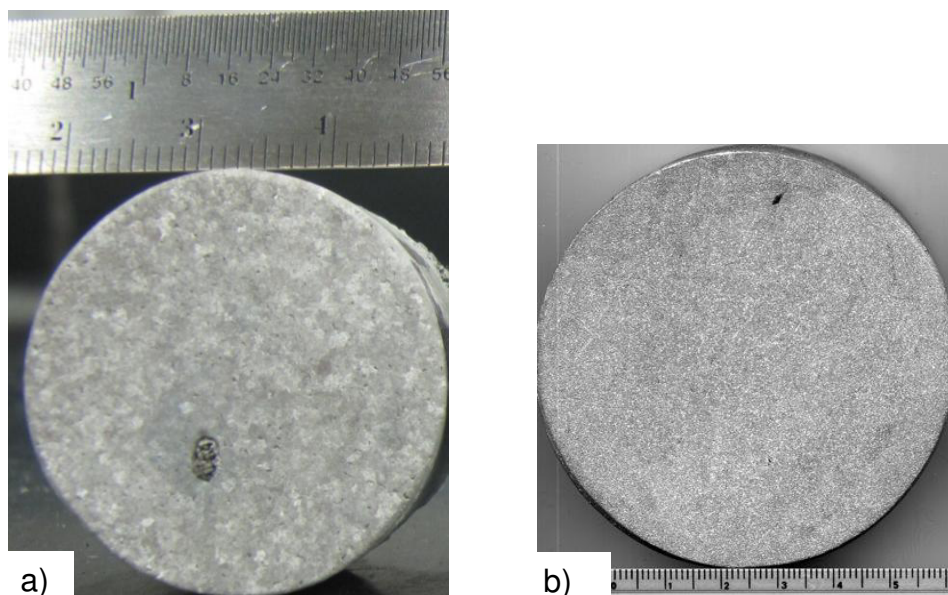


Figura 4.15. Tamaño de grano, a) tamaño número 7 aleación 356 obtenida en pruebas, b) tamaño número 14 Aleación 356 (ASTM E112).

El tamaño de grano que presenta esta aleación es de número 7 “grueso” obtenido por método comparativo con la norma ASTM E112 la cual sugiere un tamaño de grano de número 14 “fino” ( $225\mu\text{m}$ ), por lo que podemos decir que la cantidad de TiBAl que agregan no es la adecuada, ya que su función de refinar el grano no es la óptima, en otros trabajos proponen valores para el tamaño de grano que van de  $150\mu\text{m}$  a  $225\mu\text{m}$ , por ejemplo Gruslesky<sup>[2]</sup> sugiere porcentajes de Ti de 0.01% a 0.03% para tamaños de  $220\mu\text{m}$  y Murty<sup>[3]</sup> recomienda porcentajes de 0.03% Ti para estar por debajo de  $220\mu\text{m}$ , que son tamaños aceptados por la norma ASTM E112.

#### 4.1.7 Prueba de presión reducida.

El resultado ideal en la prueba de presión reducida, es que no aparecen poros en la superficie de la pieza cortada transversalmente (figura 4.11), de las 10 muestras observadas ninguna presentó porosidad en el centro por lo que podemos decir que el proceso de desgasificado se está haciendo correctamente.



Figura 4.16. Corte de probeta en prueba de presión reducida, sin presentar porosidad en la superficie de análisis.

## 4.2 Estudio de las variables del proceso.

### 4.2.1 Efecto de TiBAI.

En las muestras obtenidas del experimento con referencia en la Tabla 3.3 los resultados arrojados son mostrados las siguientes figuras.

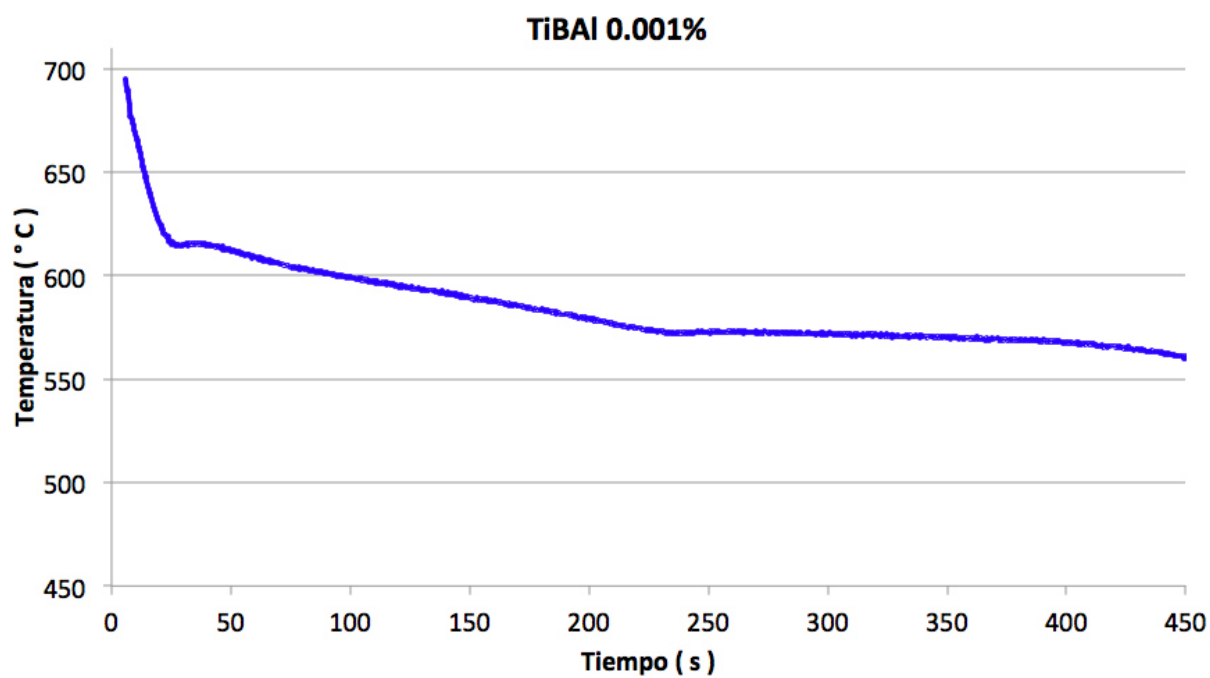




Figura 4.2.1.1 Resultados para el experimento con aumentos en la aleación maestra Al-5Ti-1B (0.001% Ti).

Realizando el aumento correspondiente en la cantidad de TiBAI se obtiene los siguientes resultados mostrados en las siguientes figuras.

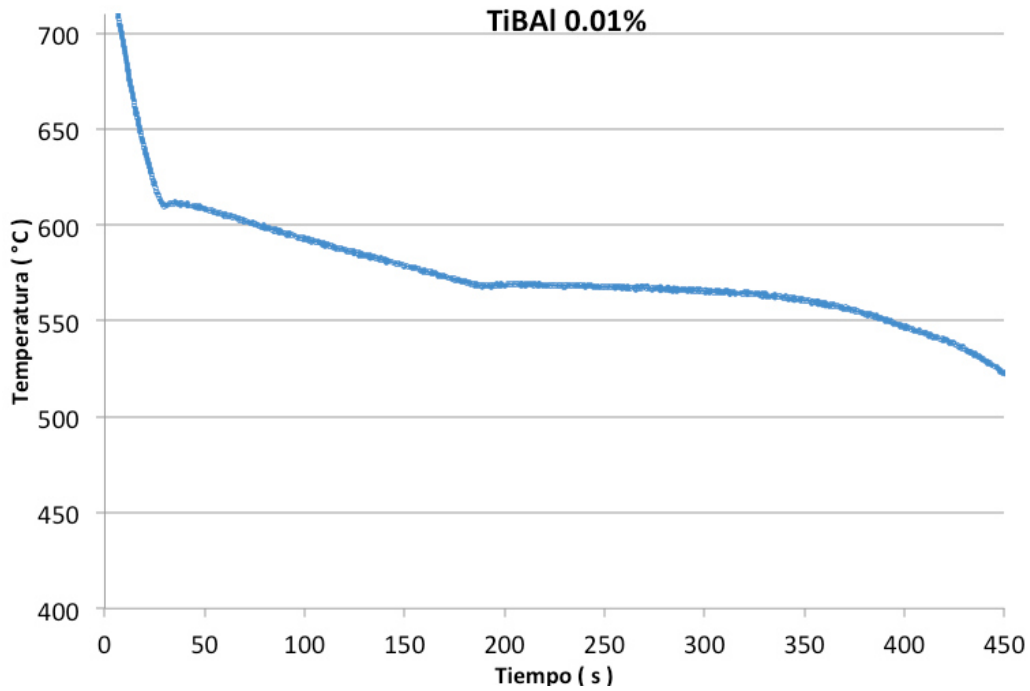


Figura 4.2.1.3 Resultados para el experimento con aumentos en la aleación maestra Al-5Ti-1B (0.01% Ti).

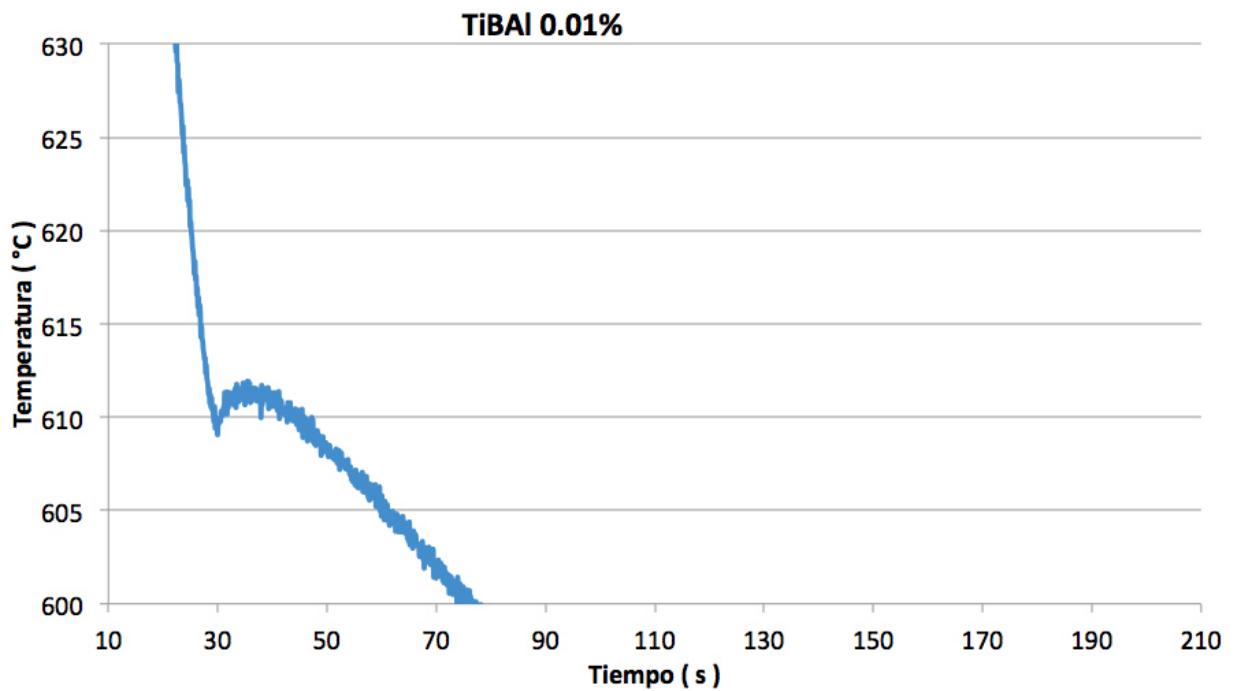




Figura 4.2.1.4 Acercamiento a la zona de precipitación de Silicio Eutéctico en aumento de TiBAI con 0.01% Ti.

%TiB	Sin TiBAI	0.001%	0.01%
$\Delta T_N (^{\circ}\text{C})=T_1-T_2$	5	3	2

Tabla 4.2.1.1 Resultado de rango de solidificación sin TiBAI y con agregación del mismo.

De la tabla anterior se pudo llegar a la conclusión que debido a la falta de refinador TiBAI presenta un rango de subenfriamiento de 5°C y al agregar refinador el grano va disminuyendo conforme se aumenta la cantidad

### Efecto en el refinamiento con Ti.

El proceso de refinación se llevó a cabo con aleación maestra Al-5Ti-1B con referencia en la Tabla 3.3 capítulo 3, donde se menciona las cantidades a agregar en la aleación para conocer el comportamiento del refinador a diferentes cantidades y diferentes tiempos, así como el grado de refinación en la muestra, para ello se llevó a cabo un ataque químico por medio de una mezcla de ácidos para revelar el tamaño del grano, al realizar el procedimiento correspondiente se obtuvieron los resultados que a continuación se presentan en la Figura 4.1.

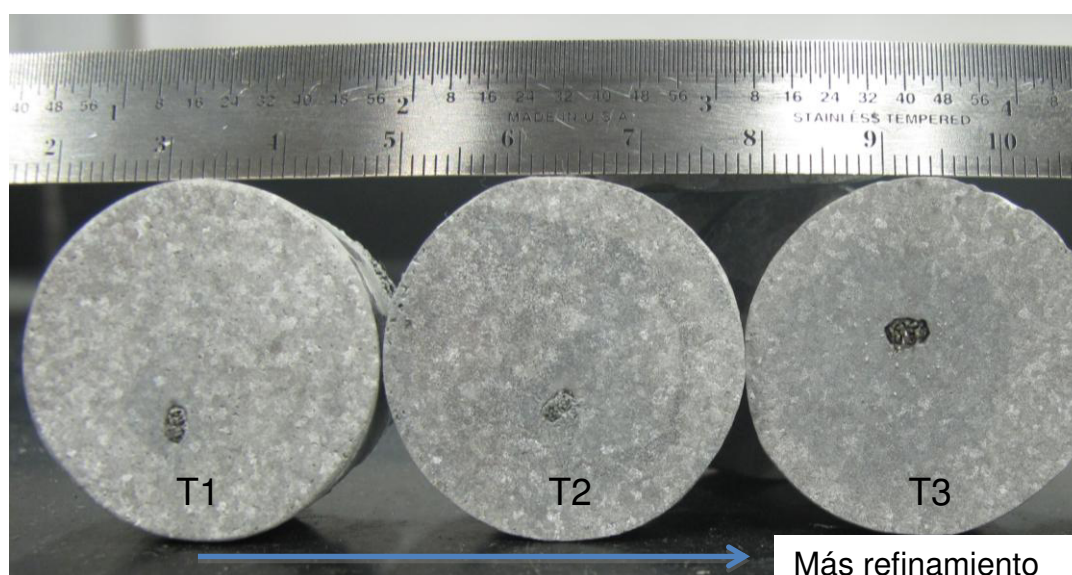


Figura 4.2.1.5 Refinamiento en aumento, T1: Sin agregar refinador, T2: 200gr (0.001%), T3: 2,000gr (0.01%) de refinador.

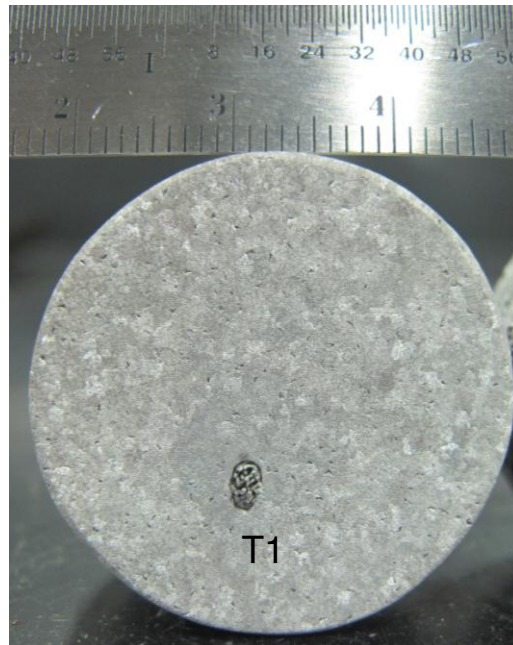


Figura 4.2.1.6 Acercamiento a T1, sin agregar refinador, mostrando un tamaño de grano del orden del numero 7 comparando con la norma ASTM E112, indicando que para esta aleación debe de ser del número 14.

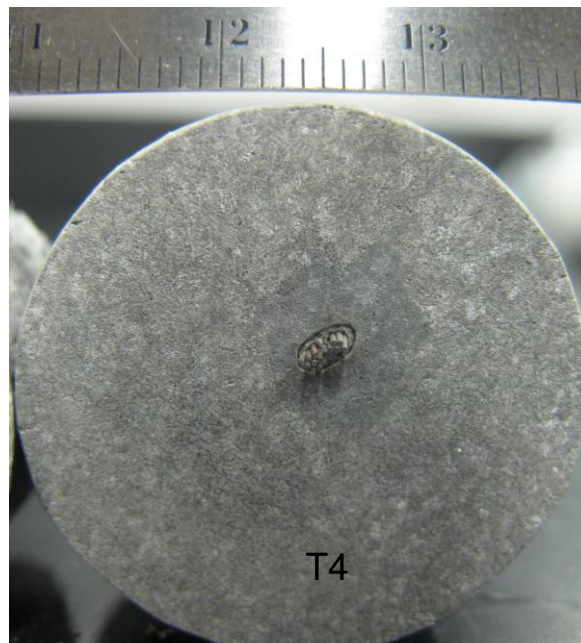


Figura 4.2.1.7 Acercamiento a T3, en la condición de 2,000gr de refinador, logrando avanzar al número 9 comparando con la norma ASTM E112.

Aún aumentando el refinador hasta 2,000gr se requiere mayor cantidad del mismo para lograr cambios de mayor impacto en el refinamiento de grano y cumplir con la Norma ASTM E112, y que es lo recomendado por varios investigadores como lo son Gruzlesky <sup>[2]</sup> y Murty <sup>[3]</sup>.

### Efecto en la prueba Tatur con Ti.

Los siguientes valores que aparecen en la tabla son obtenidos, al pesar el casting y obtener el volumen con la ecuación [9].

Comp. Química	Muestras	M <sub>A</sub> (gr)	V <sub>C</sub> (cm <sup>3</sup> )	V <sub>p</sub> (cm <sup>3</sup> )
(Aleación 356+0.001% Ti)	1b	498	186	0.018
	2b	494	184	0.014
	3b	490	184	0.006

Tabla 4.2.1.2 Valores obtenidos de manera directa del casting para el aumento de Ti.

Aplicando las ecuaciones correspondientes al estudio de la prueba Tatur se obtuvieron los siguientes resultados mostrados en la tabla 3.6.

Comp. Química	Muestras	D <sub>A</sub> (gr/cm <sup>3</sup> )	V <sub>por</sub> (cm <sup>3</sup> )	V <sub>sc</sub> (cm <sup>3</sup> )	V <sub>ts</sub> (cm <sup>3</sup> )	%Porosidad
(A356+0.001% Ti)	1b	2.68	1.56	15.98	17.56	0.83
	2b	2.68	1.04	17.98	19.04	0.56
	3b	2.66	2.52	17.99	20.52	1.36
<b>Promedio</b>		<b>2.67</b>	<b>1.70</b>	<b>17.31</b>	<b>19.04</b>	<b>0.91</b>

Tabla 4.2.1.3 Principales resultados obtenidos de la prueba Tatur.

Comp. Química	Muestras	M <sub>A</sub> (gr)	V <sub>C</sub> (cm <sup>3</sup> )	V <sub>p</sub> (cm <sup>3</sup> )
(A356+0.01% Ti)	1a	490	182	0
	2a	500	186	0.06

Tabla 4.2.1.4 Aumento de TiBAI a 0.01% Ti.

Después de analizar los resultados en la prueba Tatur se puede concluir que la porosidad disminuye debido a que al aumentar la cantidad de refinador

existen más lugares de nucleación reduciendo los espacios entre los núcleos sin dar cavidad a la porosidad, y a la vez obteniendo un tamaño de grano muy fino.

#### 4.2.2 Efecto de Sr.

##### **Modificación.**

Para el caso de modificación se utilizó la misma técnica de aumentar la aleación maestra de Al-Sr obteniendo resultados muy importantes en la microestructura del material después de haber aumentado conforme las cantidades mencionadas en la Tabla 3.4; se observan los siguientes resultados.

El efecto de Sr en el tamaño de grano representa cambios mínimos, pues no es apreciable entre los cambios realizados con la modificación de Sr.

Sin embargo al obtener la micro estructura existen cambios muy notables entre las condiciones realizadas.

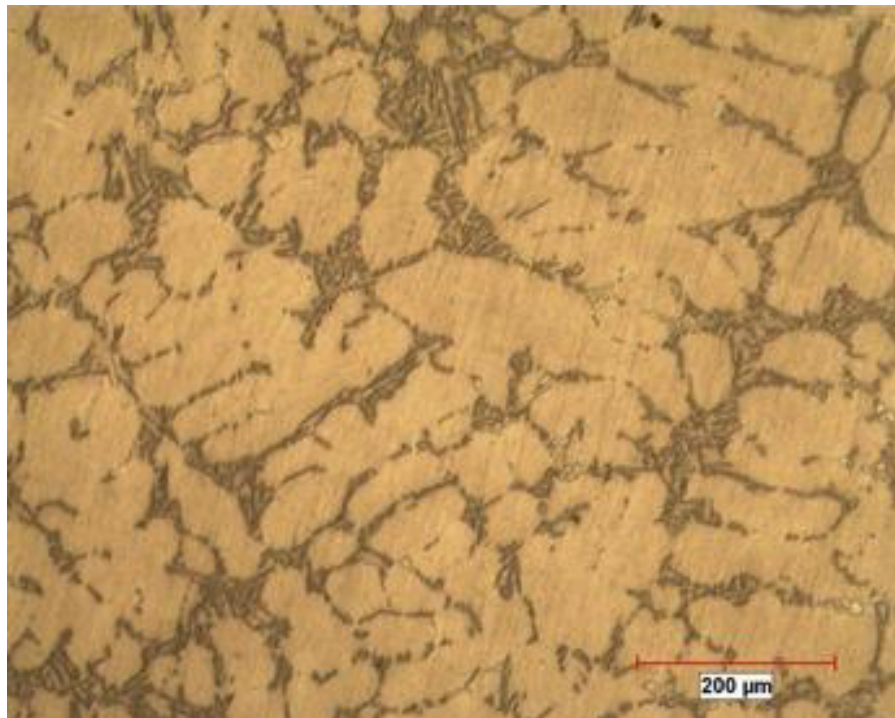


Figura 4.8. Microestructura de la aleación sin modificador, 100X.

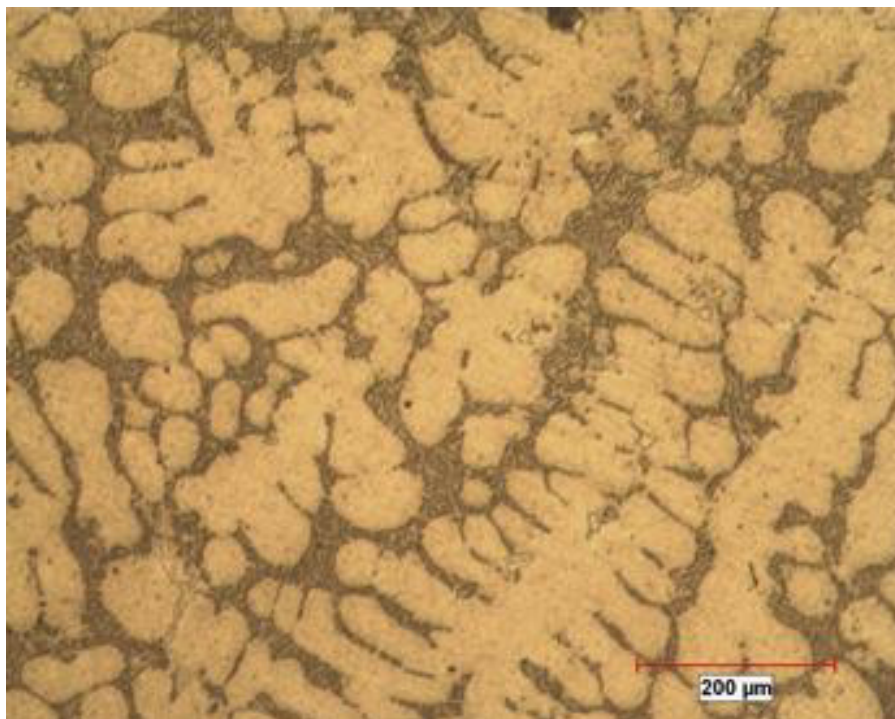


Figura 4.9. Microestructura de la aleación con 200g de modificador, 100X.

El efecto de la modificación repercute en la microestructura, como se logra apreciar en las imágenes anteriores donde claramente se observa la transformación de silicio cuando se aumentan las cantidades de estroncio, con la cantidad máxima de estroncio se logra apreciar que la aleación se encuentra en la categoría número 4 de rango de modificación del autor Gruzlesky <sup>[2]</sup>. Sin embargo el principal efecto de la modificación es mejorar las propiedades mecánicas de la aleación.

#### **4.2.3 Efecto combinado de TiBAI y Sr.**

Después de haber realizado el estudio por separado de refinador y modificador, se procede a llevar a cabo combinaciones entre ellos y determinar cual ofrece mejores resultados en el problema que actualmente se está estudiando.

Las combinaciones están dadas en la tabla 3.5 y enseguida son mostrados los resultados obtenidos en las curvas de enfriamiento que muestra la figura 4.23.



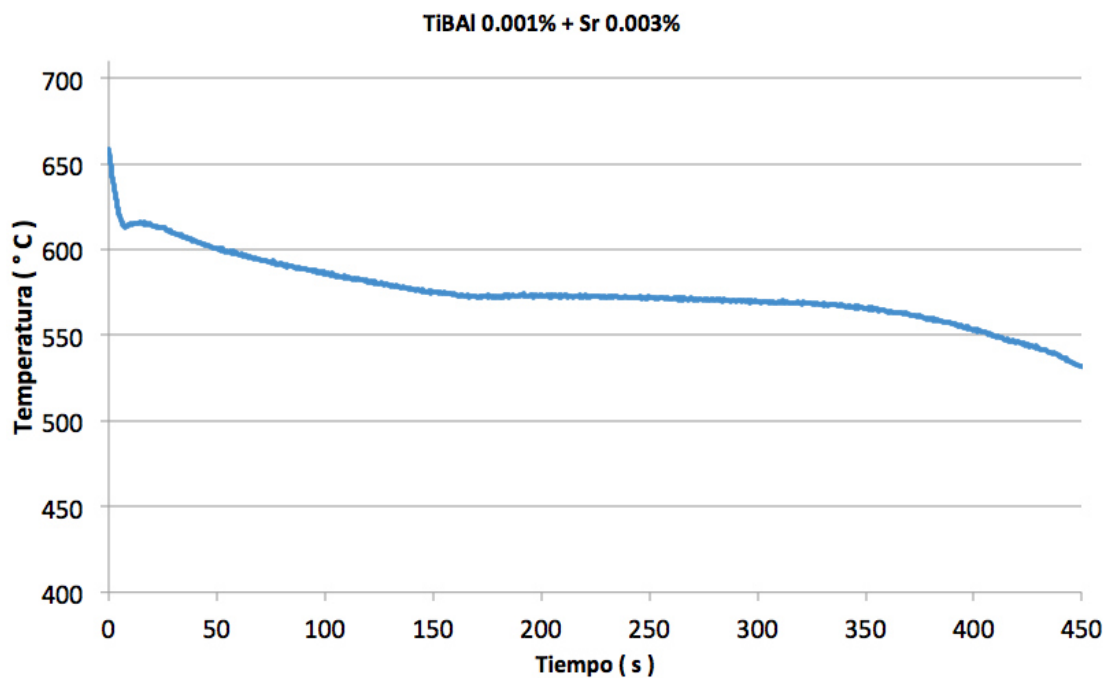


Figura 4.23 Contenidos mínimos en modificador y refinador.

Los resultados mostrados a continuación son obtenidos del estudio de las cantidades máximas entre refinador y modificador con porcentajes de 0.01% Ti y 0.006% de Sr.

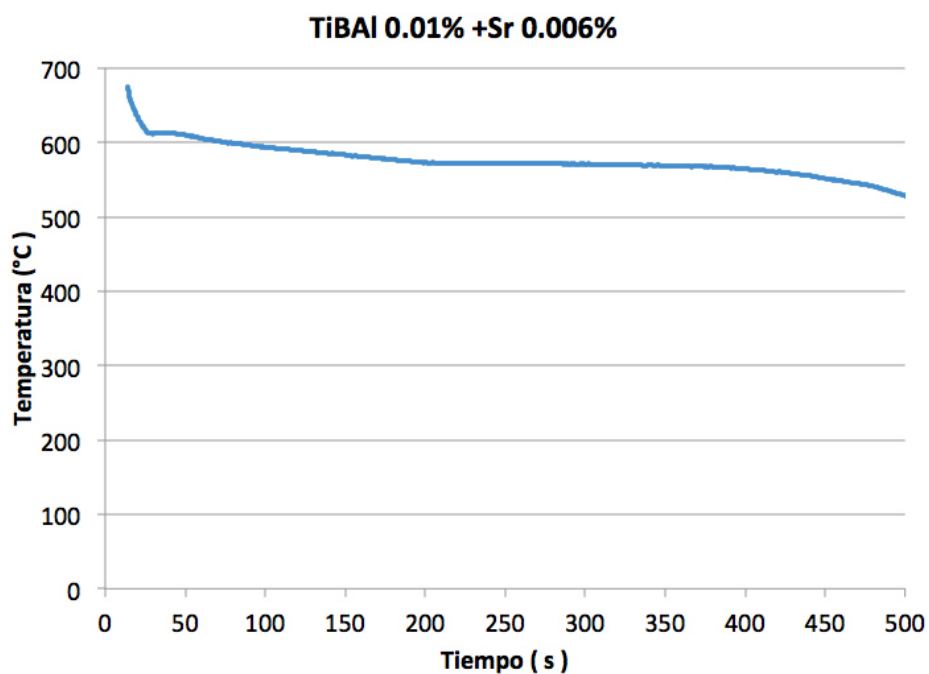


Figura 4.25. Resultado en la curva de enfriamiento en contenidos máximos de refinador y modificador.

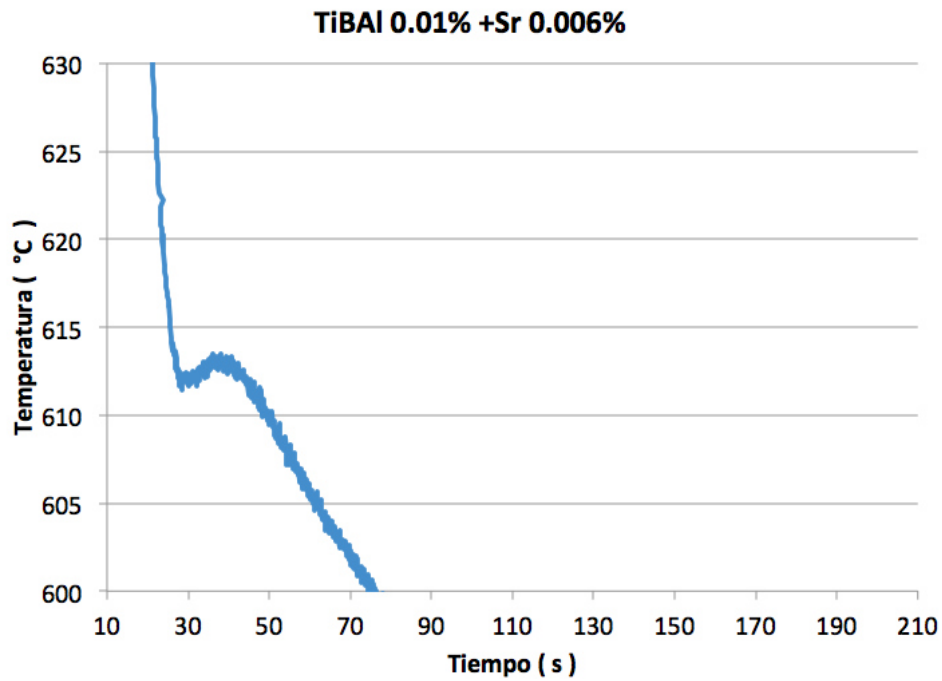


Figura 4.26. Acercamiento en la curva donde precipita el Silicio Eutéctico.

Realizando combinaciones con las cantidades señaladas.

Comp. Química	Muestras	$M_A$ (gr)	$V_c$ (cm <sup>3</sup> )	$V_p$ (cm <sup>3</sup> )
(A356 +0.001% Ti + 0.003% Sr)	1c	494	184	0
	2c	496	186	0.008

Tabla 4.7. Combinación en cantidades señaladas.

Comp. Química	Muestras	$D_A$ (gr/cm <sup>3</sup> )	$V_{por}$ (cm <sup>3</sup> )	$V_{sc}$ (cm <sup>3</sup> )	$V_{ts}$ (cm <sup>3</sup> )	%Porosidad
(A356 +0.001% Ti + 0.003% Sr)	1c	2.68	1.04	18	19.04	0.563607085
	2c	2.67	2.30	15.992	18.30	1.234567901

Tabla 4.8. Principales resultados arrojados de la prueba Tatur.

Comp. Química	Muestras	M <sub>A</sub> (gr)	V <sub>c</sub> (cm <sup>3</sup> )	V <sub>p</sub> (cm <sup>3</sup> )
(A356 +0.01% Ti + 0.006% Sr)	1b	494	184	8
	2b	496	186	0
	3b	498	183	0

Tabla 4.9. Resultados en la combinación de máximo Ti y máximo Sr.

Comp. Química	Muestras	D <sub>A</sub> (gr/cm <sup>3</sup> )	V <sub>por</sub> (cm <sup>3</sup> )	V <sub>sc</sub> (cm <sup>3</sup> )	V <sub>ts</sub> (cm <sup>3</sup> )	%Porosidad
(A356+0.001% Ti + 0.006% Sr)	1b	2.68	1.04	10	19.04	0.005
	2b	2.67	2.30	16	18.30	0.012
<b>Promedio</b>		<b>2.67</b>	<b>1.67</b>	<b>13</b>	<b>18.67</b>	<b>0.0085</b>

Tabla 4.11. Resultados obtenido aplicando las ecuaciones.

Nuevamente aquí observamos que el efecto combinado muestra que la mejor condición es la de los contenidos máximos teniendo como resultado una disminución muy importante en el porcentaje de porosidad, además de una excelente mejora en la refinación de grano, obteniendo bajos porcentajes de rechazo en la producción de piezas de la Plancha 330.

### 4.3 Optimización del proceso

#### 4.3.1 Resultados encontrados en las combinaciones.

Se obtuvieron piezas con la combinación de niveles bajos y con la combinación de niveles altos entre refinador y modificador, logrando generar un estadístico que a continuación se muestra.

Casting A (0.001% Ti) y (0.003% Sr)					
				menor	Total de porosidad
	400u	300u	200u	a 200u	
zona1	1	0	43	71	
zona2	2	5	20	34	
zona3	0	0	17	21	
total	3	5	80	126	214
porcentaje	1.40%	2.34%	37.38%	58.88%	



Casting B (0.01% Ti) y (0.006% Sr)					
				menor	Total de porosidad
	400u	300u	200u	a 200u	
zona1	0	0	26	37	
zona2	0	1	48	31	
zona3	0	0	3	21	
total	0	1	77	89	167
porcentaje	0.00%	0.60%	46.11%	53.29%	

Porcentaje A + B	1.40%	2.94%	83.49%	112.17%	381
Porcentaje A - B	1.40%	1.74%	-8.72%	5.59%	47
Porcentaje de reducción	100.00%	74.37%	-23.34%	9.49%	21.96%
	Reducción de poros de 400u	Reducción de poros de 300u	Reducción de poros de 200u	Reducción de poros menores a 200u	Total de reducción de porosidad

Estos resultados mostrados son para el análisis de porosidad por zonas de la pieza Plancha 330. Estas condiciones corresponden a los establecidos en la sección 4.2.3, con éste análisis se logra captar el impacto de mejora en la aleación respecto al índice de porosidad dejando en claro un 22% de disminución en la cantidad de poros por pieza.

#### 4.4 Simulación del proceso

##### 4.4.1 Diseños en Solid Work.

Apoyandonos en tecnologías que actualmente se utilizan para diseños de ingeniería, por ejemplo el software Solid Work que maneja diseños en 3D, con éste software se llevó a cabo una réplica de la pieza en cuestión, ya que a través de éste se puede transportar a un software de simulación de procesos de fundición por ejemplo ProCast.

Se realizaron algunos diseños a través del software empezando por el original de la PLANCHA 330 como la muestra la figura 4.4.1.1 a).

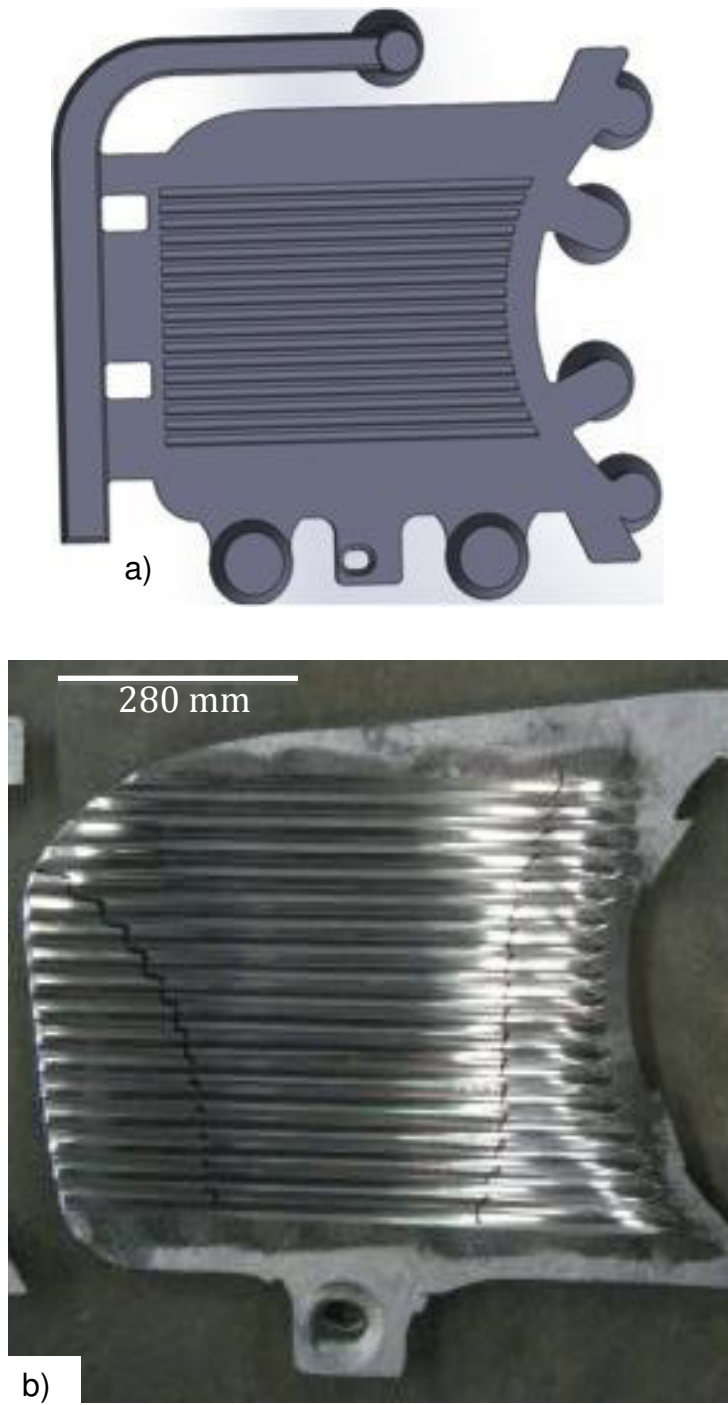


Figura 4.4.1.1 a) Diseño original de la plancha, b) plancha vaciada.

#### 4.4.2 Diseños en ProCast

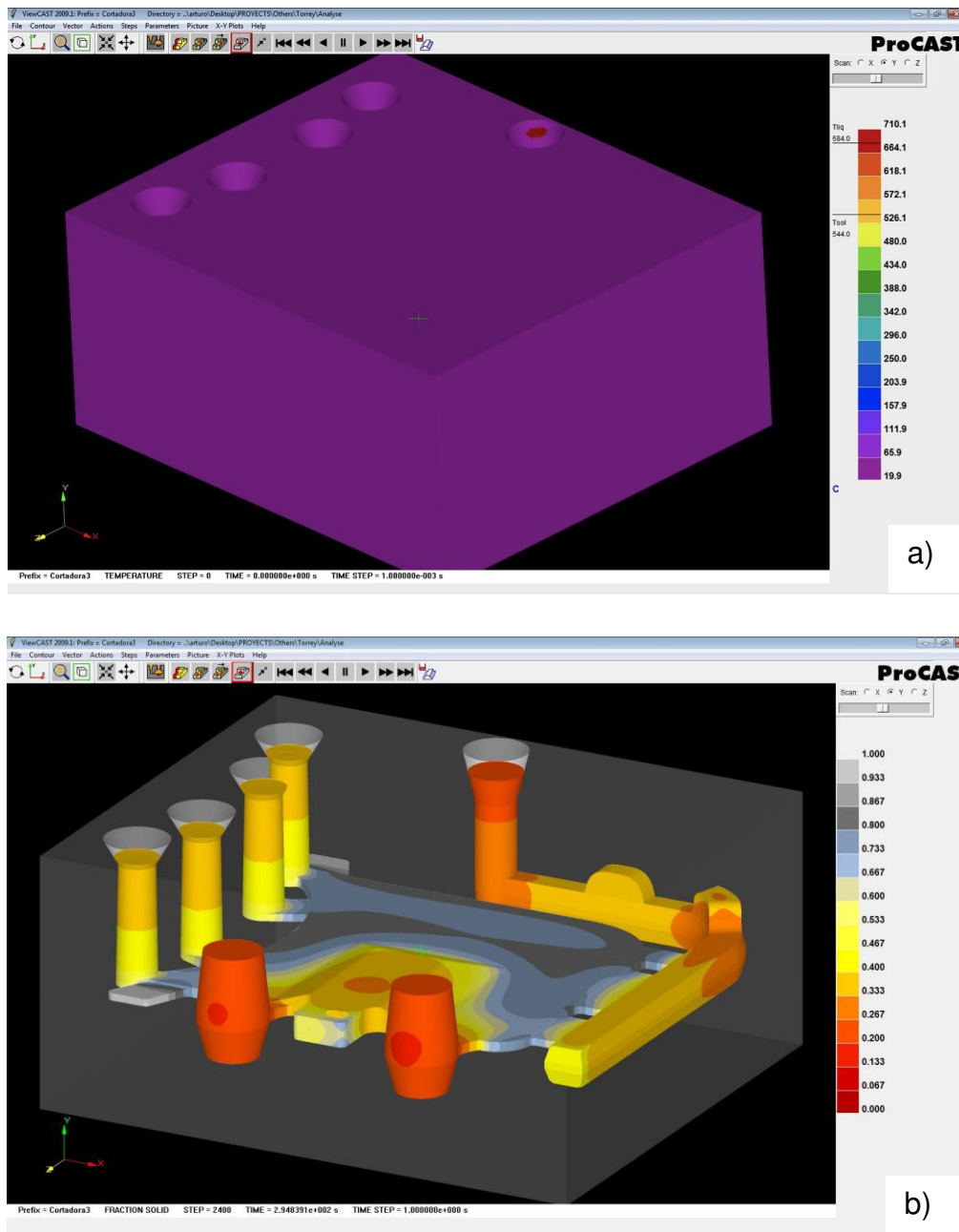


Figura 4.22. Software ProCast a) adobe de arena, b) la solidificación de la pieza.

Los resultados de la simulación en el software ProCast con molde de arena, arroja información de puntos calientes en la superficie de los canales dejando claro que en estas zonas se localizará porosidad, de esta manera queda en evidencia que el proceso por medio de vaciado en arena no es el

adecuado para obtener el casting libre de porosidad, además de las pobres condiciones de refinación y modificación.

Se realizaron 6 propuestas de modelos para obtener buenos resultados en la disminución de porosidad y el modelo que se presenta a continuación fue el seleccionado debido a que los puntos calientes al final de la solidificación quedan fuera del área de interés, quedando en la mazarota.

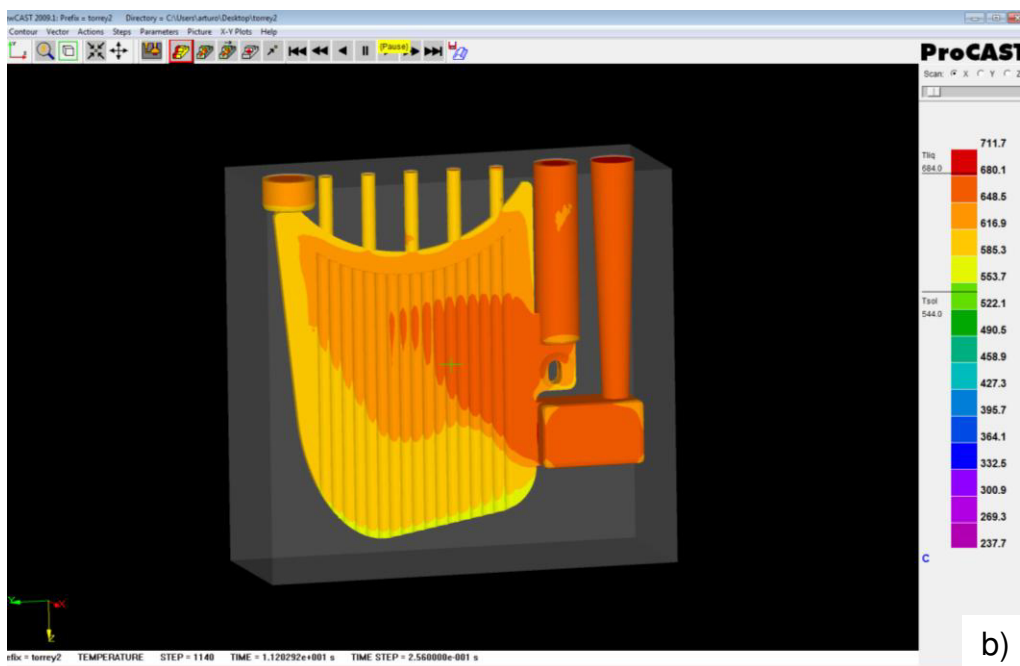
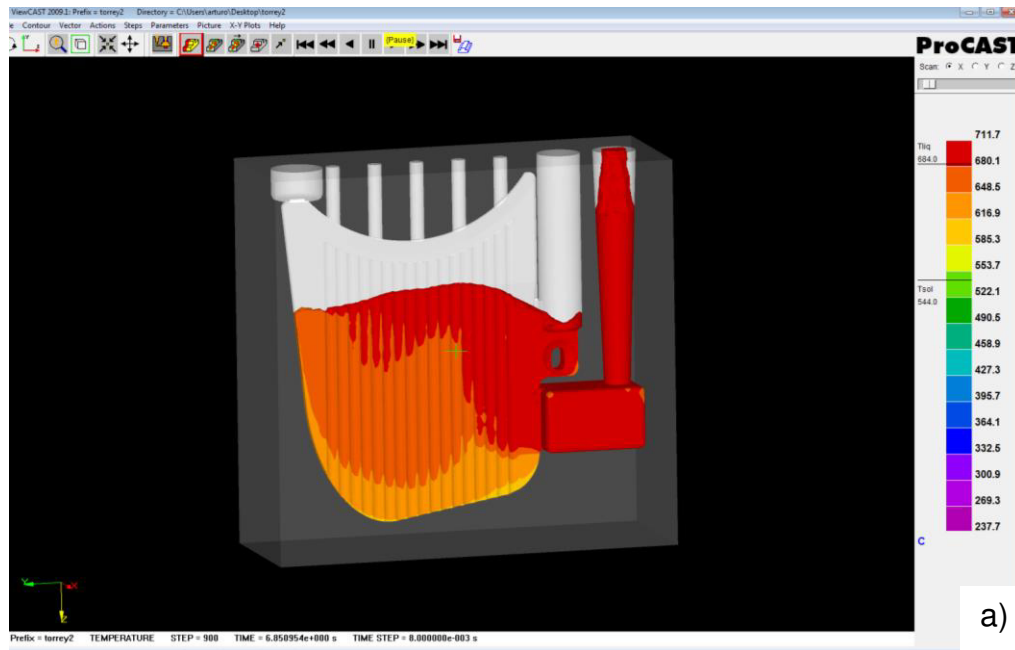


Figura 4.22. Imágenes del software ProCast a) llenado de la pieza, b) Los colores son indicadores de las temperaturas con la escala a la derecha.

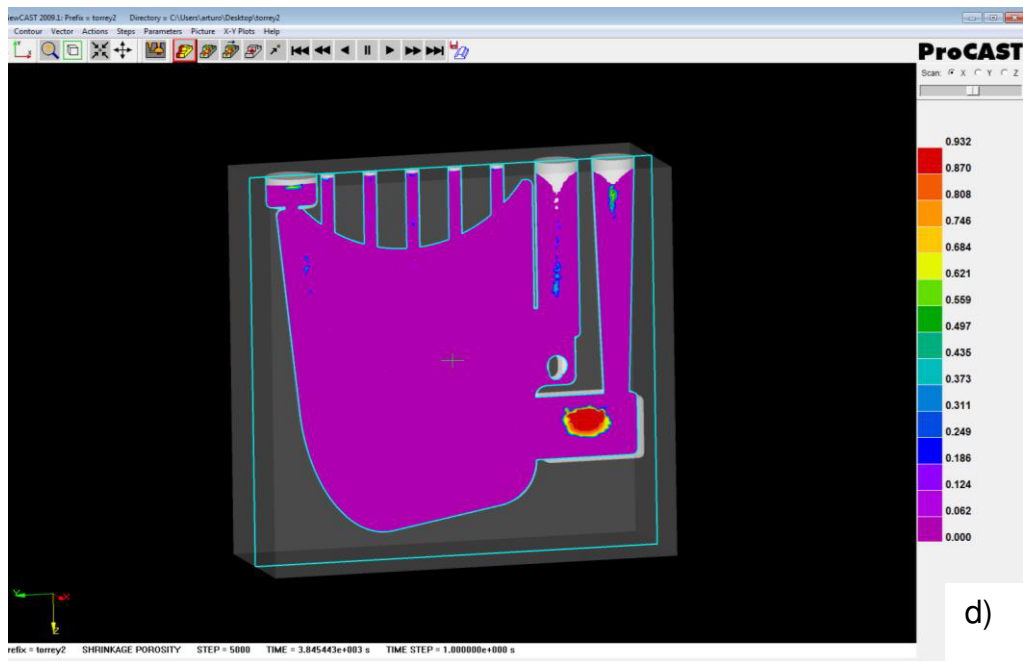
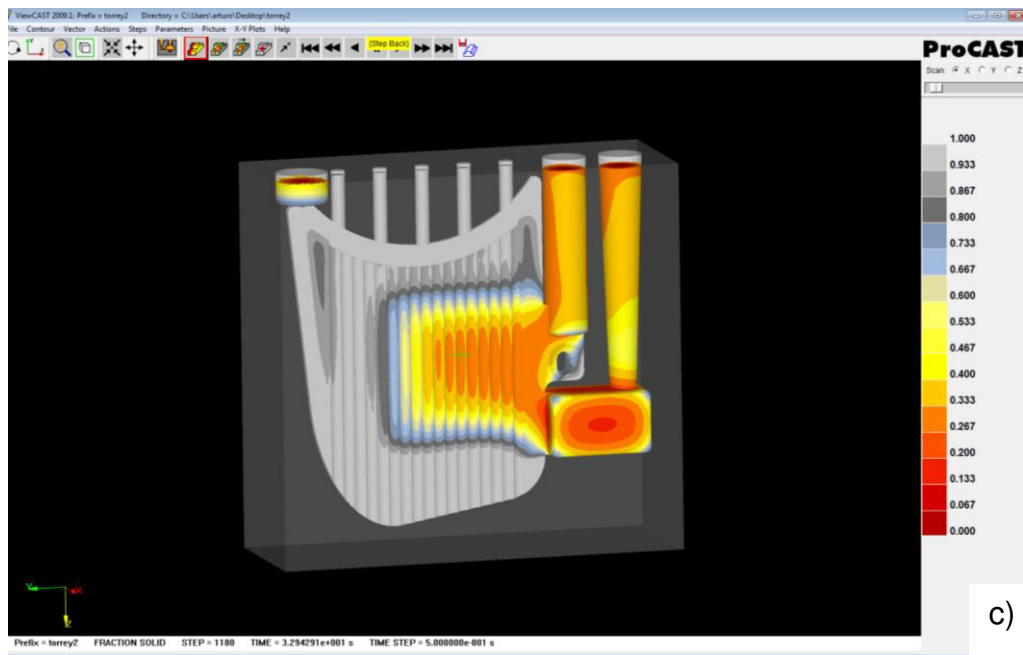


Figura 4.23. Imágenes del software ProCast c) enfriamiento mostrando las zonas última en solidificar y donde se espera la generación de porosidad, d) índice de porosidad basado en los colores de la escala de la derecha.

De lo anterior podemos decir que la propuesta de hacer los cambios en los elementos aleantes y la solidificación en molde permanente tendrían un impacto importante en la disminución de los niveles de porosidad.

## CAPITULO 5

### CONCLUSIONES

Se realizó el análisis del proceso que la empresa maneja y se encontró porosidad por micro contracción del orden de  $400\mu\text{m}$  en las piezas analizadas durante el diagnóstico, así mismo la modificación por Sr no presentaba los niveles especificados para obtener estructuras con silicio adecuadas.

La refinación en la aleación presentaba una baja cantidad de Ti ya que no se refinaba acorde a la norma, la porosidad encontrada fue de aproximadamente 0.78% a través de la prueba Tatur.

Al incrementar las cantidades de TiBAI se muestra un gran cambio en el porcentaje de 0.01% Ti mostrando mejores resultados en la curva de enfriamiento y refinación de grano, el rango de sub-enfriamiento de  $5^{\circ}\text{C}$  disminuyó a  $2^{\circ}\text{C}$ , el efecto en la prueba Tatur fue muy notable con la cantidad máxima de Ti.

No se encontró porosidad por gas, sin embargo el estudio se respalda con la prueba de presión reducida donde no se encontró este tipo de defecto.

Por otra parte al aumentar los niveles de Sr proporciona mejoras las microestructuras, al igual que en el Ti, la cantidad máxima de Sr fue de 0.006% Sr, cambiando de un nivel 2 a un nivel 4 según la clasificación de Gruzlesky<sup>[2]</sup>.

Cuando se combinó la cantidad máxima de Ti y de Sr los resultados fueron de gran importancia, pues al llevar a cabo un análisis en las piezas se logró reducir un 20% la porosidad en la pieza dejando esta combinación como la ideal, aunque los niveles de refinador y modificador siguen siendo bajos, pero por cuestión de costos se pueden manejar estos niveles.

Los diseños a través del software ProCast arrojaron excelentes resultados, se recomendó cambiar a molde permanente con un nuevo diseño para fabricar un producto de mejor calidad evitando que aparezca porosidad en la parte de contacto de la pieza con los alimentos.

## ANEXO A Desarrollo de ecuaciones para la prueba Tatur.

Se presenta la descripción detallada de los cálculos de la prueba Tatur.

Para encontrar el volumen de la pieza se aplicó la ecuación (A3)

$$\text{Ecuación A3} \quad V = \frac{m}{\rho} ; \quad V_c = \frac{184 \text{ gr}}{1 \text{ gr/cm}^3} = 184 \text{ cm}^3$$

Así mismo para encontrar el Volumen de Macro porosidad se utilizó midiendo el volumen ocupado por la cavidad “b”,  $V_p$ , con el mismo desarrollo que se usó para el Volumen del casting.

$$V = \frac{m}{\rho} ; \quad V_p = \frac{0.014 \text{ gr}}{1 \text{ gr/cm}^3} = 0.014 \text{ cm}^3$$

Para obtener la Densidad Aparente se aplicó la ecuación (A3), la masa real,  $M_A$ , del casting entre el volumen del casting,  $V_c$ .

$$DA = \frac{MA}{V_c} ; \quad DA = \frac{494 \text{ gr}}{182 \text{ cm}^3} = 2.68 \frac{\text{gr}}{\text{cm}^3}$$

El Volumen de Porosidad interna, región “a”, también conocido como micro porosidad es obtenido con la ecuación (A4).

$$V_{por} = \frac{((D_{th} - DA) * V_c)}{D_{th}} ; \quad V_{por} = \frac{((2.7 \frac{\text{gr}}{\text{cm}^3} - 2.68 \frac{\text{gr}}{\text{cm}^3}) * 182 \text{ cm}^3)}{2.7 \text{ gr/cm}^3} = 1.04 \text{ cm}^3$$

Continuando con la aplicación de las ecuaciones, se calcula el Volumen de asentamiento y contracción ( $V_{sc}$ ) con la ecuación (A5), región “c”

$$V_{sc} = 202 - V_p - V_c$$

$$V_{sc} = 202 \text{ cm}^3 - 0.014 \text{ cm}^3 - 184 \text{ cm}^3 = 17.96 \text{ cm}^3$$

Nota\* El valor  $202 \text{ cm}^3$  es el volumen que ocupa el aluminio en estado líquido, y se asume que inicialmente ocupa todo el volumen de la cavidad.

Para conocer el Volumen total de contracción en el casting se aplica la ecuación (A6).

$$V_{tc} = 1.04 \text{ cm}^3 - \frac{17.986 \text{ gr}}{\text{cm}^3} - \frac{0.014 \text{ gr}}{\text{cm}^3} = 19.04 \text{ m}^3$$



El valor de porcentaje de porosidad que se presenta en la aleación con las condiciones de vaciado mencionadas en el capítulo 2, se calcula con la ecuación (A1).

$$\% \text{ Porosidad} = \frac{(2.7 \text{ gr/cm}^3 - 2.68 \text{ gr/cm}^3)}{2.7 \text{ gr/cm}^3} * 100\% = 0.563\%$$

Vc (cm <sup>3</sup> ) Ec. (A2)	Vp (cm <sup>3</sup> )	DA (gr/cm <sup>3</sup> ) Ec. (A3)	Vpor (cm <sup>3</sup> ) Ec. (A4)	Vsc (cm <sup>3</sup> ) Ec. (A5)	Vtc (cm <sup>3</sup> ) Ec. (A6)	% Porosidad Ec. (A1)
184	0.014	2.68	1.04	17.986	19.04	0.563

Tabla 3.2. Valores arrojados como resultados de las ecuaciones aplicadas en la prueba Tatur.

## **RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO**

Hacer un estudio profundo de costo beneficio para evaluar si incrementos mayores de TiBAI y Sr son factibles a como se estableció en este trabajo.

Se debe trabajar en cursos técnicos con gente de planta ya que hay mucho desconocimiento del efecto de las variables de proceso sobre la sanidad del casting.

Con el conocimiento adquirido durante el proyecto y los resultados obtenidos en la simulación, se recomienda trabajar con molde permanente y obtener condiciones óptimas de proceso.

## REFERENCIAS

- [1] A. Rodríguez, Tesis de Doctorado: “Desarrollo de aleaciones de alta resistencia Al-Cu serie 2xx” UANL. México 2012.
- [2] Jhon E. Gruzleski, Bernard M. Closset “The treatment of liquid Aluminium-Silicon Alloys” American Foundrymen’s Society, Inc. 1990.
- [3] B. S. Murty, S. A. Kori, and M. Chakraborty Grain refinement of aluminium and its alloy by heterogeneous nucleation and alloying International Materials Reviews 2002 Vol. 47 No. 1.
- [4] R. Aparicio, C. González, G. Barrera, L. Trápaga Efecto del Sr en la Cinética de Modificación de la Aleación Al-Si A356 Mediante el Análisis Térmico d Fourier 6<sup>to</sup> Foro de Ingeniería e Investigación en Materiales Vol. 6 (2009) 331-337.
- [5] W. Hufnagel Manual del Aluminio Vol. II. Segunda Edición. Editorial Reverté S. A. 1992 pp 394 y 395.
- [6] Comité de arenas para moldeo 4M Sociedad Norte-Americana de Fundidores 1994, “Fundamentos en arena verde”
- [7] The American Foundrymen’s Society, Inc. 2000, “Manual de defectos de la fundición”
- [8] D. Apelian NADCA 2009, “Aluminum Cast Alloy: Enabling Tools for Improved Performance”
- [9] W. Kurz and D. J. Fisher Third Edition Trans Tech Publications 1992, “Fundamentals of solidifications”
- [10] María Angélica Alvarado Rodríguez Tesis de Maestría “Relación entre Microestructura y Propiedades mecánicas en piezas vaciadas de aluminio” UANL, México 1999.
- [11] L. Bäckerud, G. Chai y J. Tamminen, “Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, volume 2, Foundry Alloys” AFS/skanaluminium, E.U.A. 1990.
- [12] M. Otte, S. McDonald, J. Taylor, D. Stjohn, W. Schneider, “Controlling Porosity-Related Casting Rejects: Understanding the Role of Iron in Aluminium-Silicon Alloys” CASTEXPO AFS, St. Louis Missouri U.S.A. 1999.
- [13] G. Gustafsson, T. Thorvaldsson, y G. L. Dunlop “The influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys” Metallurgical Transactions A, Volume 17 A 1986.

- [14] A.M. Samuel y F. H. Samuel "Modification of Iron intermetallic by Magnesium and Strontium in Al-Si Alloys" International Journal of Cast Metals Research Volume 10 1997.
- [15] Alexey Sverdlin, "Introduction to Aluminum" George E. Totten y D. Scott Mackenzie, "Handbook of Aluminum, Volume 1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc. 2003.
- [16] Sidney H. Avner, "Introduction to Physical Metallurgy", McGraw-Hill, 1964.
- [17] Jhon D. Verhoeven, "Fundamentals of Physical Metallurgy", Jhon Wiley & Sons, Inc. 1987.
- [18] L. Bäckerud, E. Król y J. Tamminen, "Solidification Characteristics of Aluminum Alloys" Volume 1, SKANALUMINUM, Suiza 1986.
- [19] K. Jackson, "Solidification" ASM, Metals Park, Ohio, 1971.
- [20] R. E. Reed-Hill, "Physical Metallurgy Principles", Van Nostrand Company 1973.
- [21] M. C. Flemings, "Solidification Processing" McGraw-Hill 1974.

## **RESUMEN BIBLIOGRAFICO**

### **José Ayala Cázares**

Candidato al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales con el tema de Tesis:

#### **Estudio de la formación de porosidad en una aleación de Aluminio 356.**

Nacido el 14 de enero de 1982 en Lampazos de Naranjo N.L. hijo de la Sra. Ramona Cázares Villegas y el Sr. Jesús Ignacio Ayala Villarreal.

El Ing. José Ayala cursó sus estudios de preparatoria técnica en máquinas y herramientas en el Colegio de Estudios Científicos y Tecnológico del Estado de Nuevo León (CECyTE) plantel Lampazos. Realizó sus estudios de Licenciatura en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica en la Universidad Autónoma de Nuevo León, graduándose en la Carrera de Ingeniero en Materiales en el área de Metalurgia en el año 2008, durante su Licenciatura realizó prácticas profesionales en la empresa Ternium y American Standard, continuando con su preparación participó en proyectos de Ingeniería Aplicada, además de su colaboración en Tesis de Maestría y de Licenciatura.

## **PUBLICACIONES CIENTIFICAS**

A continuación se presentan las referencias de las publicaciones científicas relevantes en las que ha participado el autor del presente trabajo de Tesis:

### **ARTICULOS**

- “OPTIMIZATION OF THE INVESTMENT CASTING PROCESS”. M. MARTINEZ-HERNANDEZ, A. JUAREZ-HERNANDEZ, M. AYALA VERA, J. AYALA-CAZARES AND M. HERNANDEZ-RODRIGUEZ. JOURNAL METALURGIJA ISSN:0543-5846. 51-2 (2012) 273-276

### **PATENTES**

- “PROCESO DE FUNDICION DE PRESICION” M. MARTINEZ-HERNANDEZ, A. JUAREZ-HERNANDEZ, J. AYALA-CAZARES, M. ALAVREZ-VERA, V. ALAMADA. UANL.

## OPTIMIZATION OF THE INVESTMENT CASTING PROCESS

Received – Prispjelo: 2011-08-25  
Accepted – Prihvaćeno: 2011-10-17  
Professional paper – Strukovni rad

Rapid prototyping is an important technique for manufacturing. This work refers to the manufacture of hollow patterns made of polymeric materials by rapid prototyping technologies for its use in the preparation of ceramic molds in the investment casting process. This work is focused on the development of a process for manufacturing patterns different from those that currently exist due to its hollow interior design, allowing its direct use in the fabrication of ceramic molds; avoiding cracking and fracture during the investment casting process, which is an important process for the foundry industry.

**Keywords:** Foundry, hollow pattern, Rapid prototyping, moulding

**Optimiranje postupka kalupljenja u ljevačkom procesu.** Brzo razvijanje prototipa važna je proizvodna tehnika. Ovaj se rad odnosi na proizvodnju šupljih kalupa izrađenih od polimernih materijala pomoću tehnologija brzog razvijanja prototipa za uporabu u izradi keramičkih modela u postupku kalupljenja ljevačkog procesa. Ovaj rad je usmjeren na razvijanje postupka za proizvodnju kalupa drukčijih od onih kakvi trenutno postoje i to zbog svoje šuplje unutarnje izvedbe čime se omogućava izravna uporaba u izradi keramičkih modela te se izbjegava pucanje i lom tijekom postupka kalupljenja ljevačkog procesa koji predstavlja važan postupak u ljevaoničkoj industriji.

**Ključne riječi:** ljevaonica, šuplji kalup, brzi prototip, ljevanje

### INTRODUCTION

Manufacture of molds is a very important step of the casting process, in order to obtain a non defect surface piece, high quality molds must be used during the process in order to obtain a good casting [1,2].

This work consists in the manufacturing of hollow patterns made of polymeric materials, using rapid prototyping technologies. Such patterns are used on the investment casting process to fabricate ceramic molds.

The investment casting process, also known as the lost wax process, consists on making a model, used in the manufacturing of the wax patterns. This pattern is coated with ceramic materials and then dried. Afterwards, the wax is removed in order to obtain a shell in which the liquid metal is poured [3].

The patterns used currently on the investment casting process are too complex, highly accurate size is needed. These patterns are made of raw materials with low melting points such as: wax, gels, tin, bismuth, antimony, etc. [4]. However, during the removal of these patterns from inside of the ceramic mold, is common to develop cracks or, in more severe cases, fracture of the mold due to the expansion of the raw material with in-

creasing temperature [5]. Therefore, this innovation of hollow interior patterns of polymeric materials has the advantage to avoid cracking and fracture of the ceramic mold during the removal of the pattern, in which, the thermal expansion of the raw material is inwards by pressure difference and not outward enclosed by the walls of the ceramic mold.

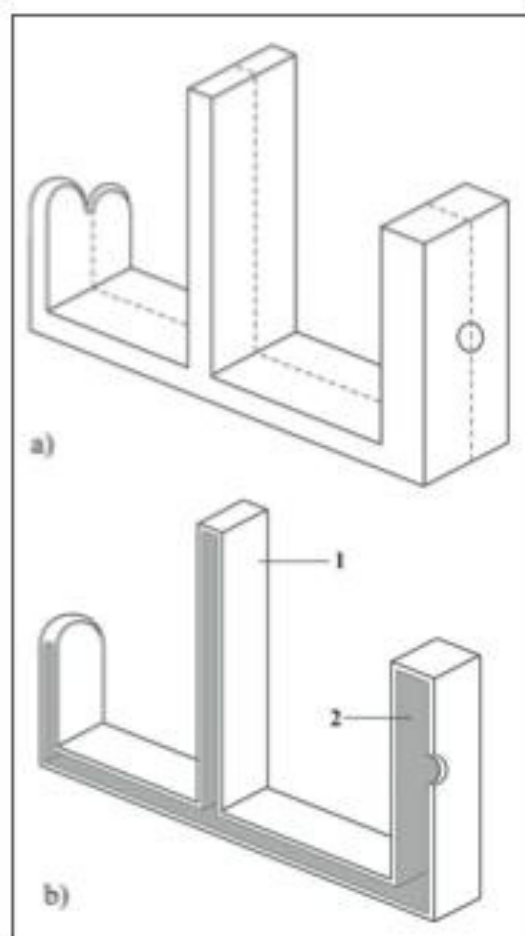
Based on the above, the fabrication of hollow models of polymeric materials by any prototyping technique saves time and material when used directly as patterns on the manufacturing of ceramic molds for the investment casting process, avoiding the wax patterns fabrication and the appearance of cracks or fractures.

There have been several techniques in the model manufacturing field, such as the development of completely filled patterns with low melting point materials, produced by a computer controlled laser [6, 7]; highly soluble ceramic molds, used directly as patterns, all this is contemplated in the lost model method [8]. However, the use of hollow prototypes as patterns has never been proposed.

### EXPERIMENTAL PROCEDURE

The experimental procedure consisted on a comparison of the lost model method existing with filled patterns against the proposed method of hollow patterns.

M. Martínez-Hernández, A. Juárez-Hernández, M. Ayala Vera, J. Ayala-Cazares, M. Hernández-Rodríguez, Universidad Autónoma de Nuevo León, Faculty of Mechanical and Electrical Engineering, Nuevo León, México

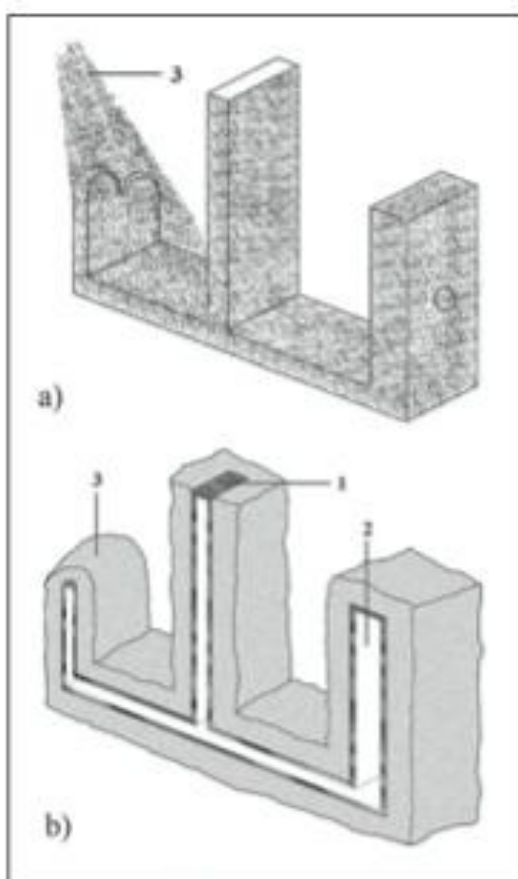


**Figure 1** a) Polymer piece draw, b) transversal section of the polymer piece, showing the interior hollow (showing: 1, the polymer; 2, hollow interior).

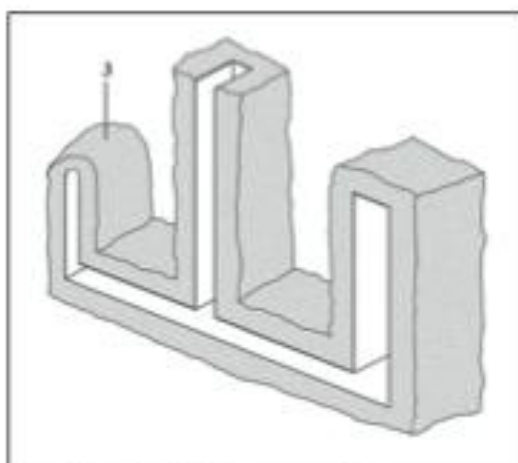
A CAD of the piece of interest is made using design software (Figure 1a). The file is then imported to the rapid prototyping machine. The work parameters are then established to start the manufacturing of the hollow and filled patterns through layers of polymeric material (Figure 1b). Once the patterns are finished, they are washed with acetone to remove impurities, scraps or organic matter; promoting the adhesion of the ceramic shell.

Ceramic shell are fabricated using several materials such as silica sand and ceramic slurry which is fabricated with colloidal silica binder and finer silica sand. This mixture is agitated before its use.

The process consists in the preparation of 3 to 15 ceramic layers leading to a final 1 to 20 mm thickness. The first layer corresponds to the immersion of the patterns in the ceramic slurry; which is the most important step as the mud is in direct contact with the pattern reproducing its surface. Subsequent layers are formed in two steps: the immersion of the piece in the slurry that



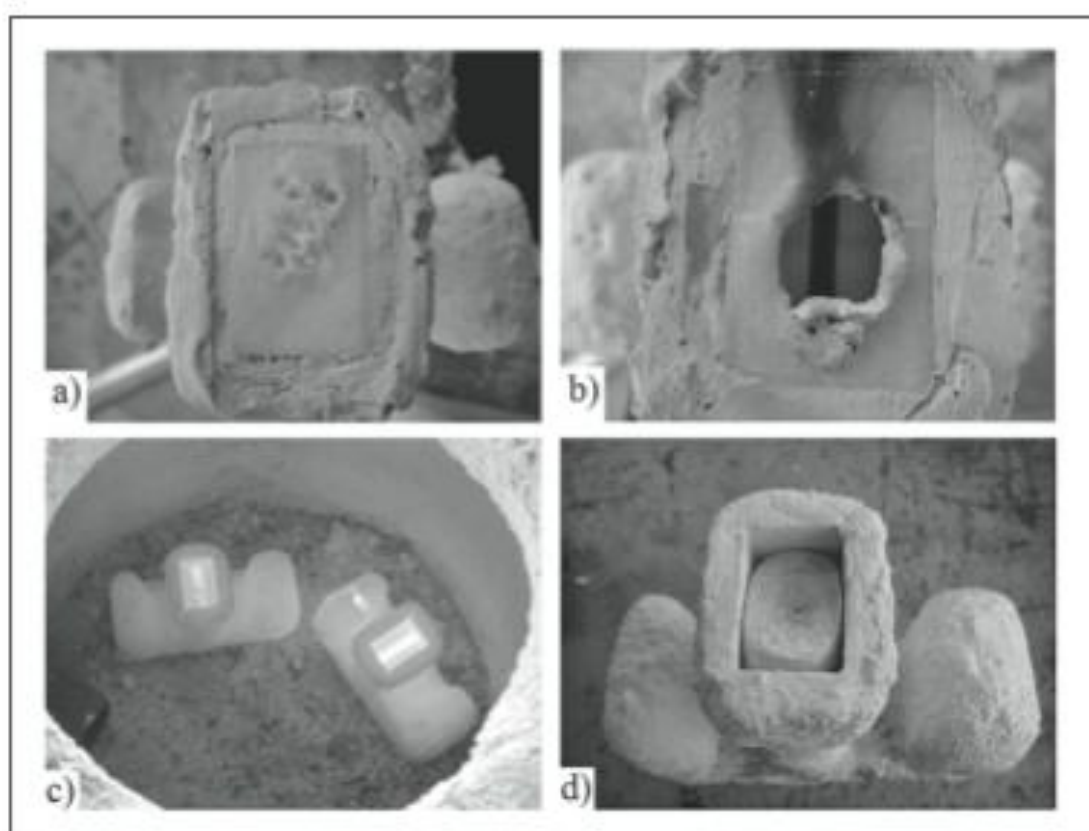
**Figure 2** a) Ceramic shell fabrication, b) transversal section of the piece with the ceramic layers ready for the polymer extraction. (Showing: 1, the polymer; 2, hollow interior and 3, the shell).



**Figure 3** Final ceramic shell transversal section.

acts as a binder and the adhesion of the silica sand on the piece surface (Figure 2a). The pieces are then left to dry 30 minutes to 24 hours between each ceramic layer,





**Figure 4** a) Filled pattern shell, b) hollow pattern shell, c) fractured molds obtained from the filled patterns, and d) no fractures and cracks mold were observed from hollow pattern with aluminum alloy.

allowing to proceed with the extraction of the polymer (Figure 2b) after the last layer.

Patterns extraction is made when the ceramic shell is heated between 400 to 900 °C to achieve the burning of the polymer; temperature is then raised to a range of 900 to 1300 °C to remove the polymer by evaporation (Figure 3) and sintering the shell ceramic in order to support the metallostatic pressure during the casting and increasing its hardness and strength, leaving the cavity completely free for the entry of the molten metal.

## RESULTS AND DISCUSSION

The two different fabricated molds are shown on Figure 4a and 4b, corresponding to the filled pattern and the hollow pattern, respectively.

The shells in the filled patterns case showed cracks or fractures during or after the removal of the polymer on the process of sintering (Figure 4c) due to the expansion suffered by the polymer. On the other hand, on the hollow patterns method no cracks or fractures are showed (Figure 4d) as physically the expansion is inwards and no outwards as in the previous case, avoiding with this crack formations even in right in cases with right angles as this case.

Finally an aluminium alloy was previously prepared, melted and degassed for several minutes and cast at 750 °C. Obtaining a good quality sample.

## CONCLUSIONS

A comparison of the lost model method existing with filled patterns against the proposed method of hollow patterns was performed.

A new method of manufacturing shells from patterns of polymeric material was developed; fabricated by rapid prototyping technologies, with hollow interior optimizing the investment casting process.

No cracking or fracture was found in the ceramic shell obtained, produced by this new method.

It was observed a considerable time and material savings compared with traditional investment casting process, because the model is used directly as a pattern without having to go through the traditional wax lost manufacture process.

## REFERENCES

- [1] C.M. Chesh, C.K. Chua, C.W. Lee, C. Feng, K. Totong, Rapid prototyping and tooling techniques: a review of ap-

- plications for rapid investment casting, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 25 (2005), 309-320
- [2] J. Brezinova, A. Guzanova, Friction conditions during the wear of injection mould functional parts in contact with polymer composites, *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 28(2009),1-15.
- [3] A. Sabau, Alloy Shrinkage Factors for the Investment Casting Process, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 37 (2006) 1, 131-140
- [4] D. Pal, B. Ravi, Rapid tooling route selection and evaluation for sand and investment casting, *Virtual and Physical Prototyping*, 2 (2007) 4, 197-207
- [5] Q. Liu, M.C. Lee, V.L. Richards, S.M. Schmitt, Dimensional accuracy and surface roughness of rapid freeze prototyping ice patterns and investment casting metal parts, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 24 (2004), 485-495
- [6] W. Schneider, Lost modeling-compound casting pattern and method of preparing it, United States patent No. 5277241 (11.01.1994.)
- [7] J.A. Oti, Investment casting method utilizing polymeric casting patterns, United States patent No. 5735336 (07.04.1998.)
- [8] P.J. Whalen, V.R. Jamalabad, J.P. Pollinger, M. Agarwala, S.C. Danforth, Gel cast molding with fugitive molds, United States patent No. 5824250 (20.10.1998.)

Note: The responsible for English language is the senior from Faculty of Mechanical and Electrical Engineering, Nuevo Leon, Mexico.